

UNIVERSIDAD DE LA CORUÑA  
DEPARTAMENTO DE CIENCIA DE MATERIALES, N., M. Y M. T.  
PROGRAMA DE DOCTORADO: INGENIERIA DE MATERIALES

TESIS DOCTORAL

FATIGA Y FRACTURA DE ACEROS  
PERLITICOS CON DISTINTO GRADO DE  
TREFILADO

POR

MARIA DEL MAR TOLEDANO PRADOS

Licenciada en Ciencias Físicas

PARA OPTAR AL GRADO DE

Doctor por la Universidad de La Coruña

Director de Tesis

JESUS ANDRES TORIBIO QUEVEDO

Doctor Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos

1998



UNIVERSIDAD DE LA CORUÑA  
DEPARTAMENTO DE CIENCIA DE MATERIALES, N., M. Y M. T.  
PROGRAMA DE DOCTORADO: INGENIERIA DE MATERIALES

**TESIS DOCTORAL**

**FATIGA Y FRACTURA DE ACEROS  
PERLITICOS CON DISTINTO GRADO DE  
TREFILADO**

POR

MARIA DEL MAR TOLEDANO PRADOS

Licenciada en Ciencias Físicas

PARA OPTAR AL GRADO DE

Doctor por la Universidad de La Coruña

Director de Tesis

JESUS ANDRES TORIBIO QUEVEDO

Doctor Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos

**1998**

## RESUMEN

Esta Tesis tiene por objeto el estudio del comportamiento de alambres fisurados de acero perlítico hipoeutectoide con distinto grado de trefilado en procesos de fatiga (crecimiento subcrítico de fisuras) y fractura (propagación crítica de fisuras) bajo sollicitaciones de tracción en dirección axial.

En el primer capítulo se realiza el planteamiento general del problema y se enumeran los dos grandes objetivos de la investigación, cada uno de los cuales será considerado en un capítulo aparte. Se realiza también un análisis de las referencias bibliográficas existentes sobre fatiga y fractura de aceros perlíticos eutectoides.

El capítulo II se ha dedicado en primer lugar a la caracterización mecánica del acero, encontrando la evolución de propiedades mecánicas como la tensión de rotura y el límite elástico, así como la relación existente entre ellos en función del grado de trefilado. Dentro del proceso de caracterización también se ha modelizado la rama plástica de la curva tensión-deformación haciendo uso de la expresión de Ramberg-Osgood, poniendo de manifiesto la influencia que el primer y último paso de trefilado tienen sobre el comportamiento elastoplástico del acero.

Mediante ensayos de calibración se han obtenido las curvas de rigidez de cada acero, a través de las cuales es posible conocer la longitud de la fisura existente en un alambre a partir de los datos de rigidez. Se ha puesto de manifiesto que la forma de la fisura en muchos casos no se corresponde a una semielipse simétrica (sobre la cual la medida de la profundidad de la fisura resulta inmediata), por lo que ha sido necesario introducir un criterio de medida de las dimensiones características (semiejes mayor y menor) para el caso de fisuras asimétricas.

También se ha realizado un análisis de la propagación de fisuras por fatiga en función del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones haciendo uso de la ley de Paris, la cual permite ajustar la región de crecimiento estable de fisuras mediante una recta (en escala bilogarítmica). El parámetro que representa la pendiente de la recta se mantiene cuasi-constante según varía el grado de trefilado. En cambio, se ha comprobado que el parámetro indicativo de la ordenada en el origen de cada una de las rectas tiende a disminuir según aumenta el grado de

trefilado (las curvas se desplazan hacia la derecha y hacia abajo), lo que permite asegurar que la resistencia a la fisuración por fatiga de los aceros mejora con el trefilado.

Se ha conseguido relacionar los distintos modos microscópicos de fractura por fatiga, analizados fractográficamente mediante el microscopio electrónico de barrido, con los regímenes (delimitados por los valores del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones) dentro de los cuales se ha fisurado, comprobando que los procesos de fatiga realizados con valores elevados de  $\Delta K$  (dentro de la región III) se corresponden con topografías de superficies de desgarró, mientras que en procesos bajo condiciones menos agresivas (valores de  $\Delta K$  dentro de la región II) el modo microscópico en que se produce la fisuración es por cuasiclivaje, reduciéndose marcadamente el relieve de estas marcas a medida que las condiciones de fisuración son más suaves.

El capítulo III está dedicado al estudio de la fractura en alambres fisurados. En primer lugar se plantea el problema derivado de la geometría intrínseca de los aceros estudiados (alambres de sección circular de pequeño diámetro), que hace que resulte imposible la normalización de las probetas y el uso de los criterios de fractura desarrollados en la normativa vigente sobre este tipo de ensayos. Tomando como punto de partida los antecedentes existentes dentro de este mismo campo se ha decidido utilizar un criterio de fractura local y uniparamétrico basado en la carga máxima en rotura y en la profundidad de la fisura. La aplicación de este criterio permite agrupar los aceros en dos grupos (débil y fuertemente trefilados) estableciendo la diferencia entre ambos conjuntos por un salto brusco en los valores de la tenacidad.

Por otra parte, un examen macroscópico de las superficies de rotura permite comprobar que para los aceros con menor grado de trefilado la fractura tiene lugar en modo I, y a partir de un estadio de trefilado intermedio la fractura se produce en modo mixto. Comparando estos resultados con los valores de tenacidad obtenidos se comprueba que el criterio de fractura adoptado se presenta como un método sensible a la transición en el modo de fractura. Desde el punto de vista microscópico, la extensión de la zona de fractura dúctil por crecimiento y coalescencia de microhuecos es función creciente del grado de trefilado cuando la fractura se produce en modo I. En el caso de fracturas en modo mixto, la extensión de la zona de microhuecos se ve interrumpida por la aparición del escalón de propagación a 90°.



En el capítulo IV se realiza en primer lugar la discusión sobre los resultados obtenidos en el capítulo anterior. Mediante un ensayo con doble registro de deformación se pone de manifiesto que el cambio en el modo de fractura en aceros fuertemente trefilados está asociado a dos fenómenos íntimamente relacionados, por un lado la presencia sobre la superficie de fractura de un escalón que forma  $90^\circ$  con el plano inicial de propagación de la fisura y, por otra parte, la no linealidad del registro carga-desplazamiento que ocurre como consecuencia de un efecto de flexión de la probeta provocado por el citado escalón. En este caso el parámetro de resistencia a la fractura que se mide utilizando la carga máxima del registro carga-desplazamiento y la fisura de fatiga no es una verdadera tenacidad de fractura (propiedad del material) sino que depende de la geometría, pudiendo denominarse *pseudotenacidad de fractura*.

Teniendo en cuenta que para estos aceros fuertemente trefilados no existe correspondencia entre la carga máxima en rotura y la longitud de la fisura de fatiga (por la presencia del escalón y el incremento de fisura que lleva asociado) se introduce en el criterio uniparamétrico de fractura una modificación, utilizando en lugar de la carga máxima de rotura, la carga en el límite elástico del registro carga-desplazamiento, lo que permite obtener una *tenacidad de fractura de iniciación* (propiedad del material) asociada al instante de *pop-in* y a la formación del escalón de fractura.

Completando la discusión sobre la evolución de la tenacidad con el trefilado se realiza el mismo estudio utilizando un criterio biparamétrico de fractura basado en una expresión del factor de intensidad de tensiones función no sólo de la profundidad de fisura  $a$  sino también del semiancho  $b$ , resultando este criterio muy adecuado tanto para diseño ingenieril como para la medición experimental de la tenacidad de fractura en los aceros con distinto grado de trefilado.

En el capítulo V se exponen las conclusiones del trabajo y se plantean las posibles líneas de investigación futuras, tanto en el área propia de la Tesis como en áreas adyacentes.

## **APORTACIONES ORIGINALES**

- Evolución del comportamiento elastoplástico de aceros perlíticos con el grado de trefilado, analizando en particular el límite elástico, la tensión de rotura y los parámetros de Ramberg-Osgood.

- Obtención de las curvas de resistencia a la fisuración por fatiga de los aceros (leyes de Paris) para los diferentes niveles de deformación en frío alcanzados durante el proceso de fabricación.

- Modos microscópicos de fractura por fatiga en aceros perlíticos con trefilado progresivo, para los diferentes regímenes de fisuración.

- Medición de la tenacidad de fractura de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado. Mejora de la tenacidad con el trefilado y comportamiento anisótropo en fractura en los estadios superiores.

- Modos microscópicos de fractura en aceros perlíticos que han sufrido diferentes etapas de trefilado. Incremento de ductilidad con el trefilado.

- Comportamiento anisótropo de aceros fuertemente trefilados, con cambio en la dirección de propagación (escalón) pasando de modo I a modo mixto.

- Relación entre el escalón de propagación en modo mixto (aceros muy trefilados) y el aumento ficticio de la tenacidad. Concepto de pseudotenacidad de fractura.

- Medición de la tenacidad de fractura de iniciación en aceros con alto grado de trefilado, utilizando la carga en el límite elástico del diagrama carga-desplazamiento.

- Criterio biparamétrico de fractura para alambres fisurados de acero perlítico aplicable a todos los estadios del proceso de trefilado.



## INDICE

### I. INTRODUCCION

|   |   |
|---|---|
| 1. Planteamiento y objetivos                    | 1 |
| 2. Antecedentes                                 | 4 |
| 2.1. Crecimiento subcrítico de fisuras (fatiga) | 4 |
| 2.2. Propagación crítica de fisuras (fractura)  | 7 |

### II. CRECIMIENTO SUBCRITICO DE FISURAS (FATIGA)

|  |    |
|--|----|
| 1. Fundamento teórico  | 11 |
| 2. Características del acero perlítico   | 19 |
| 2.1. Material de ensayo  | 19 |
| 2.2. Caracterización microestructural  | 21 |
| 2.2.1. Microestructura de un acero perlítico   | 21 |
| 2.2.2. Relación entre microestructura y propiedades mecánicas                        | 23 |
| 2.2.3. Microestructura de los aceros perlíticos deformados. Influencia del trefilado | 24 |
| 2.3. Caracterización mecánica  | 25 |
| 2.3.1. Equipo experimental   | 27 |
| 2.3.2. Método de ensayo  | 28 |
| 2.3.3. Propiedades mecánicas. Influencia del trefilado                               | 33 |
| 3. Procedimiento experimental  | 39 |
| 3.1. Tipos de muestras   | 39 |
| 3.2. Equipo experimental   | 42 |
| 3.3. Método de ensayo  | 42 |
| 3.3.1. Prefisuración   | 45 |
| 3.3.2. Ensayos de calibración. Curvas de rigidez                                     | 45 |
| 3.3.3. Crecimiento de fisuras por fatiga   | 48 |
| 4. Resultados  | 51 |
| 4.1. Relación entre la rigidez y la profundidad de fisura                            | 51 |
| 4.2. Tasa de crecimiento de fisuras por fatiga. Influencia del grado de trefilado    | 55 |
| 4.3. Aspectos microscópicos del crecimiento de fisuras por fatiga                    | 71 |

## III. PROPAGACION CRITICA DE FISURAS (FRACTURA)

|   |     |
|---|-----|
| 1. Fundamento teórico   | 79  |
| 2. Procedimiento experimental   | 85  |
| 2.1. Materiales estudiados  | 85  |
| 2.2. Método de medida de la tenacidad de fractura                                 | 87  |
| 3. Resultados   | 89  |
| 3.1. Tenacidad de fractura de los aceros  | 89  |
| 3.2. Fractografía de las superficies de rotura                                    | 94  |
| 3.3. Influencia de la microestructura en el comportamiento anisótropo en fractura | 106 |

## IV. DISCUSION

|  |     |
|--|-----|
| 1. Criterio uniparamétrico de fractura en alambres fisurados   | 108 |
| 1.1. Influencia del registro carga-desplazamiento. Comportamiento anisótropo   | 108 |
| 1.2. Influencia de las condiciones de fisuración por fatiga  | 115 |
| 1.3. Estudio comparativo de la tenacidad de fractura a partir de la carga máxima y de la carga en el límite elástico | 116 |
| 2. Criterio biparamétrico de fractura en alambres fisurados  | 119 |
| 2.1. Influencia de la geometría de la fisura   | 119 |
| 2.2. Comparación de criterios de fractura  | 127 |

## V. CONCLUSIONES

|                                    |     |
|------------------------------------|-----|
| 1. Crecimiento subcrítico (fatiga) | 131 |
| 2. Propagación crítica (fractura)  | 131 |

## BIBLIOGRAFIA

## ANEXOS

- I. Curvas de caracterización del material. Parámetros de cálculo
- II. Formas de las fisuras producidas por fatiga
- III. Curvas de calibración de cada alambre de acero y de la familia
- IV. Gráficos carga-desplazamiento en el ensayo de fractura
- V. Influencia del proceso de fisuración por fatiga en la tenacidad de fractura



## NOMENCLATURA

|                    |   |
|--------------------|---|
| $a_0$              | Profundidad de entalla  |
| $a$                | Profundidad de fisura (semieje menor)   |
| $b$                | Semieje mayor de fisura   |
| $C$                | Flexibilidad  |
| $D$                | Diámetro de alambre   |
| $CMH$              | Coalescencia de microhuecos   |
| $da/dN$            | Tasa de crecimiento de fisura por fatiga  |
| $e$                | Deformación ingenieril  |
| $\epsilon$         | Deformación verdadera   |
| $\epsilon^e$       | Deformación elástica  |
| $\epsilon^p$       | Deformación plástica  |
| $E$                | Módulo de Young   |
| $F$                | Fuerza, carga   |
| $F_Y$              | Carga en el límite elástico (no linealidad del registro F-u)                    |
| $F_Q$              | Carga crítica (máximo del registro F-u)   |
| $k$                | Rigidez   |
| $K_{eff}$          | Factor de intensidad de tensiones efectivo                                      |
| $K_I$              | Factor de intensidad de tensiones (FIT) en modo I                               |
| $K_{II}$           | Factor de intensidad de tensiones (FIT) en modo II                              |
| $K_{IC}$           | Tenacidad de fractura (deformación plana)                                       |
| $K_{IC}^*(F_Q)$    | Tenacidad de fractura con criterio uniparamétrico y carga máxima                |
| $K_{IC}^*(F_Y)$    | Tenacidad de fractura con criterio uniparamétrico y carga en el límite elástico |
| $K_{IC}^{**}(F_Q)$ | Tenacidad de fractura con criterio biparamétrico y carga máxima                 |
| $K_{IC}^{**}(F_Y)$ | Tenacidad de fractura con criterio biparamétrico y carga en el límite elástico  |
| $K_{IC}$           | Factor de intensidad de tensiones crítico (tensión plana)                       |
| $K_{max}$          | Factor de intensidad de tensiones máximo (en un ciclo de fatiga)                |

|                 |   |
|-----------------|---|
| $K_{op}$        | Factor de intensidad de tensiones de abertura de fisura                                   |
| $K_Q$           | Factor de intensidad de tensiones crítico (candidato a tenacidad de fractura)             |
| $\Delta K_{th}$ | Umbral de propagación de fisuras por fatiga   |
| $L_0$           | Base de medida del extensómetro   |
| $N$             | Número de ciclos  |
| $P, n$          | Parámetros de Ramberg-Osgood  |
| $R$             | Factor $R$ ( $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ )  |
| $r_Y$           | Tamaño de zona plástica en las proximidades del borde de la fisura                        |
| $r_{YC}$        | Tamaño de zona plástica en las proximidades del borde de la fisura (instante de fractura) |
| $s$             | Tensión ingenieril  |
| $\sigma$        | Tensión verdadera   |
| $\sigma_R$      | Tensión de rotura del material (resistencia a tracción)                                   |
| $\sigma_Y$      | Límite elástico del material  |
| $\Delta\sigma$  | Intervalo de oscilación de tensiones (fatiga)   |
| $u$             | Desplazamiento  |
| $x_m$           | Profundidad de la zona de microhuecos tras la fisura de fatiga                            |
| $x_s$           | Distancia de la fisura de fatiga al escalón de rotura                                     |



# **CAPITULO I**

## **INTRODUCCION**

### **1. PLANTEAMIENTO Y OBJETIVOS**

El uso creciente de materiales estructurales de alta resistencia y la realización de proyectos de ingeniería con cargas oscilantes obliga a conocer adecuadamente el comportamiento de las estructuras ingenieriles ante los fenómenos de fatiga y fractura, para garantizar así su integridad estructural de acuerdo con el moderno concepto de tolerancia al daño (Mecánica de Fractura), basado en la estimación de la velocidad de crecimiento de fisuras (existentes en los materiales) hasta alcanzar el tamaño crítico en servicio.

La Mecánica de Fractura es una ciencia relativamente reciente —su origen data de 1957— que trata del estudio de la rotura de materiales ante la presencia de defectos superficiales (fisuras o entallas), con el fin de establecer un criterio de fractura (situación crítica), aunque también se ocupa del crecimiento subcrítico de tales defectos. Los mecanismos de crecimiento son básicamente dos: fatiga —crecimiento subcrítico— (ELICES, LLORCA y ASTIZ, 1994) y corrosión bajo tensión —ambiente agresivo— (PARKINS *et al.*, 1982; CABALLERO, 1985; CABALLERO y

ELICES, 1986); o bien la combinación sinérgica de ambos mecanismos, lo que se conoce como corrosión-fatiga —ambiente agresivo y cargas variables— (MARTÍN, 1987; MARTÍN y SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1988).

Entre los motivos que justifican el estudio del comportamiento en fatiga y fractura de los aceros de alta resistencia se pueden citar los siguientes: a) el refinamiento de los métodos de análisis de estructuras y evaluación de cargas, que implican un mejor conocimiento del estado tensional (frente a los métodos de análisis propios de resistencia de materiales), b) la mejora del límite elástico y la tensión de rotura de los aceros de alta resistencia no siempre va acompañada de una mejora similar en la resistencia a fatiga y en la tenacidad de fractura y c) el uso creciente de estructuras de hormigón pretensado que en servicio están predominantemente sujetas a cargas de naturaleza repetitiva que pueden reducir su vida en fatiga.

El acero para armaduras de hormigón pretensado se caracteriza por tener un límite elástico elevado que garantiza su capacidad para resistir grandes tensiones manteniéndose en régimen elástico, pero como contrapartida es más susceptible a la rotura ante la presencia de defectos superficiales o de pequeñas fisuras. La fractura es frecuentemente de carácter frágil y sin señales previas que adviertan su aparición, lo que representa un peligro en las estructuras de ingeniería.

La presente memoria está incluida dentro de las líneas de investigación que se vienen desarrollando en el Departamento de Ciencia de Materiales, N.M.M.T. de la Universidad de A Coruña, sobre la fisuración por fatiga (KHARIN y TORIBIO, 1998), y posterior rotura en distintos ambientes (TORIBIO, LANCH y ELICES, 1996) de alambres de alta resistencia (TORIBIO y VASSEUR, 1995) y de alambres con distinto grados de trefilado desde el alambroón hasta el acero de pretensado (TORIBIO y OVEJERO, 1997). En particular el análisis realizado en la presente Tesis se centra en la evolución del comportamiento en fractura y fatiga de alambres de alta resistencia, en aire y a temperatura ambiente, quedando excluidas, por lo amplio del tema, las consideraciones relativas a ensayos en medios agresivos, tratadas con más detalle en la Tesis presentada por OVEJERO (1998).

Esta Tesis pretende esclarecer algunos puntos relativos al crecimiento de fisuras por fatiga (régimen subcrítico) y a la fractura (régimen crítico) en alambroón y en acero de pretensado, así como en los materiales que constituyen los estadios intermedios del proceso de fabricación.



Estos aceros se obtienen sometiendo al material de partida (alambrón) a un proceso de estirado en frío a fin de conferirle sus propiedades características de alta resistencia y elevado límite elástico. Como consecuencia de este proceso continuo de endurecimiento, se inducen cambios microestructurales en el material, orientando las colonias de perlita en la dirección del trefilado (EMBURY y FICHER, 1966; LANGFORD, 1970) y dando lugar a cambios en los micromecanismos de rotura (GERBERICH, 1995). En este punto podría estar la explicación del comportamiento anisótropo en fractura observado en el acero de pretensado en aire (ASTIZ *et al.*, 1984; LANCHA, 1987) y en ambiente agresivo (CHERRY y PRICE, 1980; LANCHA, 1987; SARAFIANOS, 1989).

Se pretende por tanto centrar la investigación en un conjunto de muestras, representativas de los distintos estadios del proceso de trefilado, cuyo comportamiento mecánico y estructura microscópica pueden ser caracterizadas sin ambigüedad. Por otra parte cabe destacar lo novedoso del tema de investigación, pues hasta el momento no hay constancia de otros estudios en los que se haya analizado en detalle la evolución del comportamiento del acero con el trefilado, desde el alambrón hasta el acero de pretensado, pasando por los diferentes estadios del proceso.

A la vista de lo expuesto, la Tesis persigue dos objetivos fundamentales, a cada uno de los cuales se dedicará un capítulo:

1) Estudio de la propagación de fisuras por fatiga en alambres fisurados con distinto grado de trefilado, con el fin de encontrar la relación entre la tasa de crecimiento de fisuras por fatiga y el estado tensional en las proximidades del extremo de la fisura, función del estado de carga. Así mismo se intentará establecer qué efecto tiene el proceso de trefilado en la propagación de fisuras por fatiga en aire en aceros hipoeutectoides perlíticos, así como las posibles regiones que caracterizan el comportamiento de los aceros en la propagación de fisuras en régimen subcrítico.

Se trata de clarificar si el mecanismo causante de la propagación de la fisura por fatiga depende únicamente de la amplitud de la sollicitación exterior, o si existe evidencia de la influencia de la distinta microestructura inherente a cada acero (según el grado de trefilado) en el proceso de fatiga, en cada uno de los regímenes de propagación de la fisura.

2) Establecimiento de un criterio de fractura para aceros perlíticos de alta resistencia con distinto grado de trefilado, ante la presencia de fisuras. El criterio de fractura relaciona el estado tensional (función de las condiciones de sollicitación) y un parámetro dependiente de la microestructura del material.

El estudio se centra en la evolución macroscópica de la forma de la fisura en tracción y en las implicaciones en la tenacidad de fractura del acero. El problema reviste gran interés tanto en investigación como en proyecto. En investigación, para completar el estudio de la fractura de alambres de alta resistencia según varía su microestructura y propiedades mecánicas con el trefilado, estudio ya realizado sobre alambrón y acero de pretensado en el Departamento de Ciencia de Materiales de la E.T.S.I de Caminos de Madrid (ASTIZ, 1976; VALIENTE, 1980; CABALLERO, 1985; LLORCA, 1986; LANCHÁ, 1987; MARTÍN, 1987; TORIBIO, 1987), y aún sin llevar a cabo sobre alambres con distinto grado de trefilado. Y en proyecto, porque el criterio de fractura proporciona al proyectista un criterio de diseño.

## **2. ANTECEDENTES**

En este apartado se pretende realizar un breve resumen sobre los conocimientos actuales acerca de la propagación subcrítica de fisuras y de la rotura en alambres de alta resistencia. Se hace notar que los antecedentes sobre aceros con distinto grado de trefilado es inexistente, a pesar de su influencia sobre el producto final o acero de pretensado.

### **2.1. Crecimiento subcrítico de fisuras (fatiga)**

La propagación de fisuras por fatiga es un fenómeno de gran importancia, al tratarse del mecanismo fundamental de crecimiento de fisuras de tipo mecánico y consiste en la nucleación y desarrollo de defectos en el material producidos por sollicitación cíclica u oscilante, incluso muy por debajo de los niveles tensionales que conducen a la rotura del material (CARPINTERI, 1994).



El tratamiento clásico de la fatiga axial en aceros ha estado exclusivamente en la determinación de las curvas S-N, en las que se representa el intervalo de oscilación de tensión aplicada (S) frente al número de ciclos hasta rotura (N). La principal dificultad que presentaba el tratamiento clásico es que no separaban los fenómenos de iniciación y propagación, dando lugar a una gran dispersión de resultados. Los desarrollos basados en la Mecánica de Fractura en los últimos treinta años han conducido a un tratamiento más riguroso de este problema.

La propagación de fisuras por fatiga en metales se ha relacionado en la mayoría de los casos con la formación de bandas de deslizamiento asociadas con la incubación de micro-fisuras en la superficie de la muestra o bordes de grano. Estas bandas de deslizamiento han sido observadas en distintas estructuras cristalinas como fcc, bcc, hcp y otras, lo que sugiere que la formación de bandas de deslizamiento no depende de la estructura cristalina, pero en cambio es una característica inherente del deslizamiento cíclico de las dislocaciones (SURESH, 1994). Varios grupos de investigadores en el campo de la física de metales han contribuido a explicar la relación entre propiedades mecánicas macroscópicas y la formación de bandas de deslizamiento (LAIRD, FINNEY y KUHLMANN-WILSDORF, 1981). En particular el trabajo desarrollado por ESSMANN y MUGHRABI (1979) ha revelado que la superficie dañada asociada con las bandas de deslizamiento tiene su origen en el crecimiento de una extrusión y la superficie rugosa superimpuesta, la cual aumenta según se incrementa el número de ciclos. Parece ampliamente aceptado que las extrusiones se producen por la elongación de planos paralelos al vector de deslizamiento activo, mientras que la superficie rugosa es atribuida a la fluctuación de una distribución aleatoria de escalones de deslizamiento positivos y negativos. Estas investigaciones han permitido crear un modelo de desplazamiento de dislocaciones estableciendo una relación entre la topografía superficial de planos de deslizamiento y el movimiento irreversible de las dislocaciones.

Las características microestructurales del material también influyen fuertemente en la etapa de iniciación de las fisuras. Los estudios realizados sobre las condiciones de la superficie en aceros trefilados (LLORCA y SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1989) concluyeron que defectos del orden de 25 hasta 125 micras estaban siempre presentes en acero pretensado. Pequeñas fisuras siempre fueron detectadas en el fondo de estos defectos y las fisuras por fatiga siempre comenzaban en esos lugares. Por consiguiente la etapa de iniciación de fisuras en estos aceros puede despreciarse.



La investigación de la propagación de fisuras por fatiga se ha centrado fundamentalmente en el análisis del umbral de propagación  $\Delta K_{th}$ . Uno de los primeros modelos para el cálculo de este parámetro fue propuesto por YU y YAN (1980), según el cual en el umbral la deformación plástica cíclica en el borde de la fisura coincide con la deformación verdadera en fractura, considerando que la zona plástica es circular. Actualmente está aceptado que esta no es la forma de la zona plástica en el borde de la fisura, pero sin embargo los resultados que obtuvieron son bastante aceptables debido a que el eje mayor de la zona plástica real toma valores muy próximos al establecido por los anteriores autores.

Otros modelos están basados en la teoría de las dislocaciones (SADANANDA y SHAHINIAN, 1977). Teniendo en cuenta que el crecimiento de la fisura por fatiga es consecuencia de la deformación plástica que ocurre por deslizamiento debido a la nucleación y movimiento de dislocaciones, se supone que la condición de umbral corresponde a la mínima tensión de cizalla necesaria para nuclear y mover las dislocaciones en el borde de la fisura.

Según estos dos modelos,  $\Delta K_{th}$  depende fuertemente del límite elástico y del tamaño de la zona plástica. En particular, otro de los modelos en donde se enfatiza esta dependencia es el propuesto por TAYLOR (1982), según el cual el crecimiento de las fisuras por fatiga depende del tamaño relativo de la zona plástica y del tamaño del grano. Cuando la zona plástica cíclica es mucho mayor que el tamaño del grano, la alta concentración de tensiones induce deslizamiento de varios planos cristalográficos dentro de cada grano y esto asegura que el deslizamiento se extienda a través de las barreras tales como las fronteras de grano. En este caso la deformación plástica es homogénea y la fisura se propaga por un mecanismo continuo. En cambio cuando la zona plástica cíclica es menor que el tamaño de grano, la concentración local de tensiones es suficiente para atravesar sólo unos pocos planos de deslizamiento. En este caso las barreras microestructurales ejercen más influencia, apilándose las dislocaciones en los planos activos de deslizamiento. Esto aumenta la resistencia para la emisión de dislocaciones (evitando el deslizamiento en planos vecinos) y por tanto el umbral de propagación de fisuras por fatiga, que así pues aumentará con el tamaño del grano. Este modelo, aunque considera como variable microestructural esta última dimensión, no considera el efecto anisótropo introducido por la orientación preferente de la microestructura.

Otro de los hitos que ha marcado la investigación sobre la propagación de fisuras por fatiga desde los años setenta ha sido la influencia que la historia de la carga aplicada tiene sobre el crecimiento de la fisura. Este efecto ha sido explicado en términos de *cierre de fisura* por fatiga (ELBER, 1970). Sin embargo, hasta el momento se ha mantenido una fuerte controversia en los mecanismos que influyen en dicho fenómeno. Algunos autores (BLOM y HOLM, 1985; MORENO, ZAPATERO y PASCUAL, 1997) han demostrado que parámetros como el tamaño de la zona plástica cíclica y monótona tienen una gran influencia y gobiernan el fenómeno del cierre de fisura por fatiga. En cambio, LOUAT *et al.* (1993) han demostrado que el cierre inducido por plasticidad es inexistente, y por lo tanto según estos autores el cierre de fisura no puede explicar algunos de los fenómenos que tienen lugar en el crecimiento de fisuras como por ejemplo los efectos que el factor R tiene en el umbral de propagación.

En cuanto a procesos subcríticos de fractura mecánica en acero de pretensado (fatiga) destacan los trabajos realizados por LLORCA (1986) y LLORCA y SÁNCHEZ-GÁLVEZ (1987; 1989) sobre iniciación y propagación de fisuras por fatiga en alambres de pretensado. Estos autores analizan los umbrales de propagación de fisuras por fatiga en aceros eutectoides perlíticos en función de las propiedades mecánicas y microestructurales de los aceros, así como de las condiciones de carga a través del factor R. Los resultados indican que existe una fuerte dependencia entre el umbral de propagación y el intervalo de cargas aplicado (factor R), y en el caso en que este parámetro toma valores muy pequeños también existe una clara influencia de las tensiones residuales.

## **2.2. Propagación crítica de fisuras (fractura)**

El comportamiento en fractura de una estructura o material depende del nivel tensional aplicado, de la existencia de fisuras, de las propiedades del material y de los mecanismos por los cuales se llega a producir la rotura frágil. Por este motivo uno de los principales objetivos que ha marcado el auge de la Mecánica de la Fractura en los últimos años ha sido el desarrollo de relaciones entre estos factores (KANNINEN y POPELAR, 1985). Conociendo estas relaciones los fenómenos de fractura pueden ser mejor entendidos y al mismo tiempo se proporciona una herramienta con la que prevenir deficiencias estructurales.



Sobre la influencia combinada de la estructura de los granos y de la dispersión de partículas frágiles en la fractura frágil hay diversas corrientes en la bibliografía. Así, hay numerosos autores que, tanto por la evidencia experimental en sus materiales como en los modelos de predicción de fractura frágil que emplean, defienden que el factor que controla la tenacidad del acero es la nucleación y el paso de la microgrieta a través de la intercara partícula-matriz (BOWEN, DRUCE y KNOTT, 1986). Para estos autores el tamaño de grano ferrítico apenas influiría en la tenacidad de su material. Según CURRY y KNOTT (1978) el efecto aparente del tamaño de grano sobre la tenacidad es mera consecuencia del crecimiento simultáneo del tamaño de carburos y de granos ferríticos en los aceros. En cambio, LIN, EVANS y RITCHIE (1987) encuentran que la responsabilidad en la fractura frágil es compartida tanto por las partículas frágiles como por los granos en los que éstas se encuentran embebidas.

En la mayoría de las aleaciones metálicas de tipo bcc, la fractura por clivaje se origina casi siempre por rotura de una partícula o segunda fase frágil que actúa como detonante del clivaje del grano metálico circundante o adyacente (MILLER y SMITH, 1970; PARK y BERNSTEIN, 1979). La fractura de los aceros en la zona de comportamiento frágil y en la transición frágil/dúctil se ha relacionado normalmente con modelos basados en la teoría del *eslabón más débil*. En estos modelos se considera que en el material existen distribuidas pequeñas zonas de baja tenacidad. La fractura tiene lugar cuando se alcanza un valor crítico de la tensión, suficiente para fracturar una de las zonas débiles. Desde el punto de vista microestructural, esas zonas débiles pueden ser carburos, inclusiones no metálicas, fases frágiles, etc.

Sin embargo, el modelo descrito no puede explicar los resultados obtenidos a temperaturas muy bajas y además la influencia del espesor de la probeta en los valores de la tenacidad no se ajusta a lo predicho por el criterio citado. Teniendo en cuenta esas apreciaciones LANDES (1993) propone un nuevo modelo basado en el daño acumulado. Según este modelo la fractura frágil del acero a muy bajas temperaturas sólo se desencadena cuando el daño se produce en varias zonas del material. De esta manera puede también considerar el espesor de la probeta en la dispersión de los resultados, pero en ningún momento realiza una aproximación a los micromecanismos de fractura que intervienen.



Los antecedentes científicos del tema que se pretende estudiar en esta Tesis (fractura de alambres de pretensado) son relativamente escasos, y muestran hasta que punto es necesaria y novedosa la investigación que aquí se presenta, con vistas a la formulación de criterios de fractura para alambres de pretensado aplicables en ingeniería estructural y de materiales para aceros con distinto grado de trefilado.

Destaca fundamentalmente el trabajo realizado por ELICES (1985) dedicado al análisis de la fractura de aceros para hormigón armado y pretensado, prestando atención también a los problemas de fractura inducida por el ambiente: corrosión bajo tensión y fragilización por hidrógeno, fenómeno este último que se produce bajo una amplia gama de condiciones electroquímicas (diversos valores de pH y potencial). En particular, los aceros de pretensado, a pesar de su alto límite elástico que los hace muy adecuados para trabajar sometidos a altas tensiones mecánicas, poseen una tenacidad de fractura relativamente baja, por lo cual son especialmente susceptibles a la pérdida de capacidad resistente ante la presencia de defectos superficiales del tipo fisura o entalla.

En lo que se refiere a micromecanismos de fractura en aceros con estructura perlítica, las investigaciones previas realizadas sobre probetas entalladas de acero perlítico similar a los utilizados en esta Tesis (TORIBIO, VASSEUR y JUSTO, 1995) han demostrado que el nivel de triaxialidad o constreñimiento controla el inicio de la fractura inestable por clivaje, de forma que la profundidad máxima de la zona de crecimiento de microhuecos es función decreciente de la triaxialidad global (factor de triaxialidad) en cada geometría entallada. Este hecho es coherente con la existencia de un valor crítico —correspondiente a fractura— del crecimiento de huecos, función decreciente de la triaxialidad (BEREMIN, 1981; PINEAU, 1981), o con un valor característico de triaxialidad por debajo del cual la fractura es por crecimiento de microhuecos y por encima del cual el mecanismo es de tipo clivaje. Los casos límites de probeta lisa (mínima triaxialidad; estado uniaxial) y probeta fisurada (máxima triaxialidad junto al frente de la fisura) quedarán comprendidos en este criterio.

El principal problema relativo a la fractura de alambres hace referencia a la situación crítica o de rotura catastrófica, y es la formulación de un criterio de fractura, problema todavía en fase de resolución satisfactoria debido a la naturaleza tridimensional (3D) del estado tenso-deformacional a lo largo del frente de la fisura. Los trabajos desarrollados por ASTIZ (1976) y

ASTIZ, ELICES y VALIENTE (1986) proponen un criterio de fractura *local* según el cual la fractura tiene lugar cuando se produce la inestabilidad en un cierto punto. Este criterio se formula sobre la base de consideraciones puramente tensionales, y parece ser adecuado para el caso de fractura frágil. Existe otro criterio de fractura *global* (VALIENTE, 1980; ELICES, 1985; ASTIZ, ELICES y VALIENTE, 1986) desarrollado a partir de consideraciones energéticas basadas en el concepto de tasa de liberación de energía y medidas de flexibilidad. Estos criterios parecen ser más adecuados para situaciones de fractura con cierto grado de plasticidad y sólo requieren una aproximación simple uniparamétrica que tenga en cuenta la profundidad de fisura.

En esta misma línea de investigación se centra el trabajo aquí presentado en el que se pretende estudiar la mejora de las propiedades mecánicas (límite elástico y tensión de rotura) y del comportamiento en fatiga y fractura del material (tasa de crecimiento de fisuras por fatiga, tenacidad de fractura) al cambiar la microestructura original (perlita fina y con orientación aleatoria) por una perlita aún más fina y compacta y orientada en la dirección en que se ha producido el trefilado.

## **CAPITULO II**

# **CRECIMIENTO SUBCRITICO DE FISURAS**

### **(FATIGA)**

#### **1. FUNDAMENTO TEORICO**

El acero perlítico de alta resistencia constituye la base resistente del hormigón pretensado, altamente utilizado en estructuras de ingeniería sometidas a variaciones cíclicas de carga. La vida en fatiga de estos componentes estará determinada por la suma de los ciclos necesarios para iniciar y propagar la fisura desde dimensiones subcríticas hasta alcanzar el tamaño crítico, por lo que constituye un tema muy importante de estudio el análisis del comportamiento del material bajo solicitaciones por fatiga y la consiguiente propagación subcrítica de fisuras.

Consecuentemente, la vida en fatiga de un componente estructural puede ser considerada como un proceso en tres etapas: a) iniciación de la fisura por fatiga, b) propagación de la fisura por fatiga y c) rotura. No hay, sin embargo, una simple o clara delimitación en el límite entre iniciación y propagación de la fisura. La existencia de una prefisura o defecto superficial en un componente estructural puede reducir o eliminar la etapa de iniciación de la grieta por fatiga,



disminuyendo así considerablemente la vida en fatiga del componente (BARSOM y ROLFE, 1987). Las primeras investigaciones sobre los efectos de las cargas cíclicas en aceros tuvieron como resultado las curvas S-N en las que se representa la amplitud de tensión en función del número de ciclos hasta rotura —curvas de Whöler—. El conocimiento exhaustivo de la vida en fatiga de los materiales, no solamente desde un punto de vista fenomenológico, ha sido posible únicamente en los últimos treinta años, a partir del desarrollo de la Mecánica de Fractura. El concepto fundamental de la Mecánica de Fractura en régimen elástico-lineal es el factor de intensidad de tensiones  $K$ , definido como el único parámetro escalar que describe el estado tensional en las proximidades del borde de la fisura, según se muestra a continuación:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (2.1)$$

donde  $\sigma_{ij}$  son las componentes del tensor de tensiones en un punto (cercano al borde de la fisura),  $r$  y  $\theta$  son las coordenadas polares radial y angular con origen en el extremo de la fisura y  $f_{ij}(\theta)$  son funciones conocidas de  $\theta$  (Fig. 2.1).

En la Fig. 2.2 se muestra su radio de aplicación. Además el factor  $K$  está asociado al modo de abertura de la fisura, siendo posibles los tres modos de sollicitación que se muestran en la Fig. 2.3, aunque en la mayoría de los casos de interés estructural el análisis puede hacerse en modo I.

La propagación de fisuras por fatiga en distintos tipos de muestras y bajo diferentes condiciones de cargas se demostró que puede ser descrito, de manera única, usando las técnicas de la Mecánica de Fractura, como una función de  $K$  (BROEK, 1991). La forma típica de representar los datos de crecimiento de fisuras por fatiga es una gráfica bilogarítmica del crecimiento de la fisura por ciclo  $da/dN$ , frente a la fluctuación del factor de intensidad de tensiones asociado al ciclo de carga aplicado  $\Delta K$ :

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (2.2)$$

donde  $K_{\max}$  y  $K_{\min}$  son los factores de intensidad de tensiones asociados con la carga máxima y mínima del ciclo de carga.

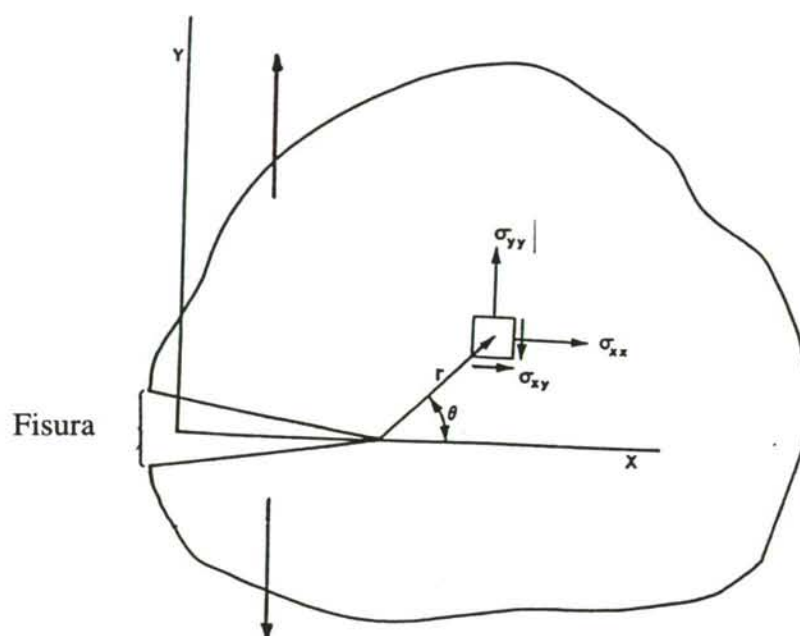


Fig. 2.1. Distribución de tensiones en sólido fisurado.

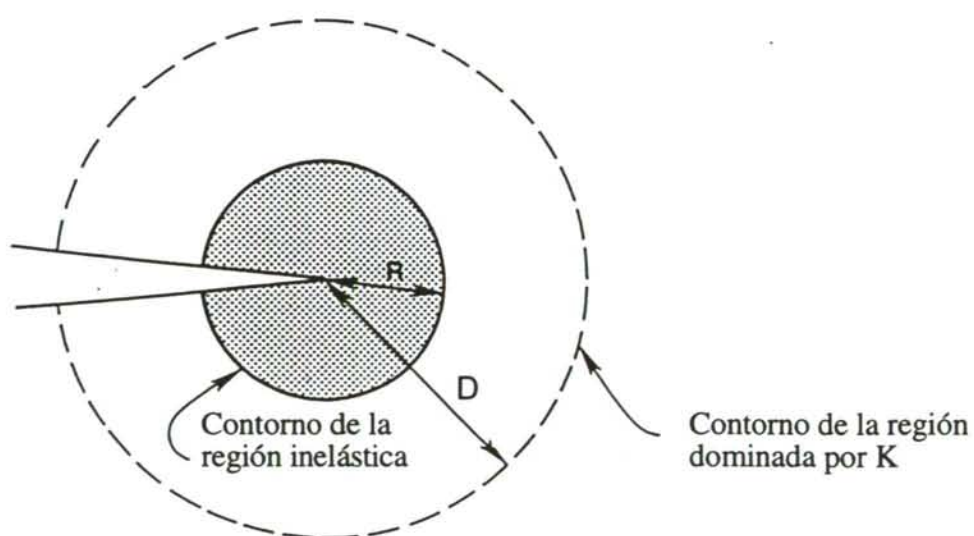


Fig. 2.2. Zonas en las proximidades de la fisura.

Una gráfica con una forma similar a la representada en la Fig. 2.4 se presenta en la mayoría de los materiales metálicos, aunque los valores absolutos de  $da/dN$  dependerán del material. La forma típica de la curva de velocidad de propagación de la fisura frente al intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones  $\Delta K$  presenta tres regiones distintas. En la región I la velocidad de propagación de la fisura disminuye rápidamente según disminuye  $\Delta K$ . Lo más destacado es la existencia de un umbral de propagación  $\Delta K_{th}$ , que corresponde al valor de  $K$  por debajo del cual ( $\Delta K < \Delta K_{th}$ ) no hay propagación de la fisura y el daño por fatiga es prácticamente inapreciable. Para valores intermedios de  $\Delta K$ , región II, se obtiene una relación lineal en la representación bilogarítmica de  $\Delta K$  y  $da/dN$ . La región III es la zona de rápida propagación de la fisura, en la cual la velocidad de propagación aumenta muy rápidamente según aumenta  $\Delta K$ . Cuando  $K_{max} = K_c$  (tenacidad de fractura) se produce la rotura.

Para estudiar la propagación de la fisura por fatiga se hace necesario una expresión cuantitativa que relacione, para cada una de estas etapas de propagación, la tasa de crecimiento de la fisura ( $da/dN$ ) y los parámetros que gobiernan el fenómeno de fatiga que son:  $\Delta K$ , las propiedades mecánicas, los efectos ambientales, el umbral de propagación  $\Delta K_{th}$  y el factor  $R$ :

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2.3)$$

La propagación de fisuras para valores intermedios de  $K$  (región II) se puede expresar simplemente a través de una relación lineal en escala bilogarítmica (conocida como ley de Paris) entre la tasa de crecimiento de la fisura y el intervalo de oscilación de  $K$  aplicado en el ciclo de carga:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.4)$$

donde  $C$  y  $m$  se definen como constantes del material.



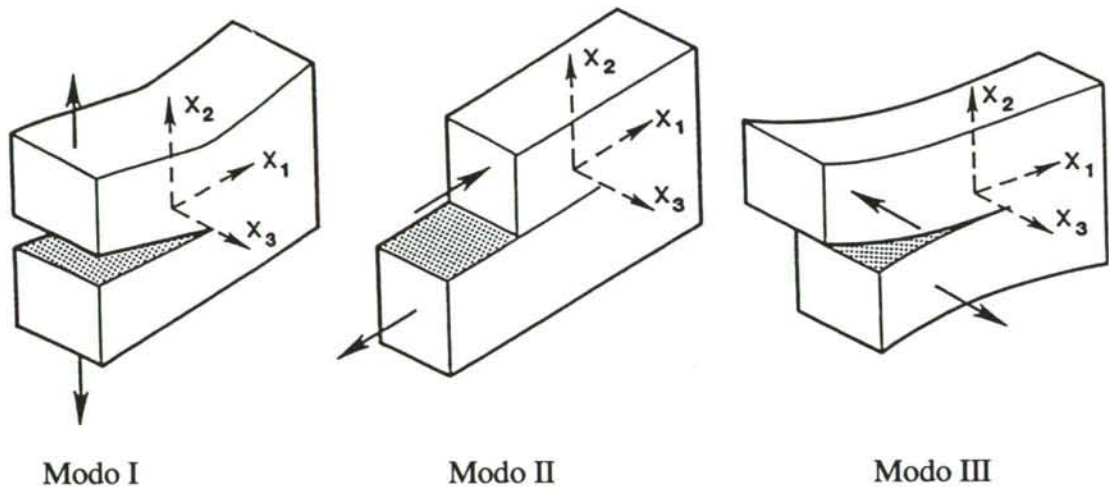


Fig. 2.3. Modos de sollicitación para un sólido fisurado.

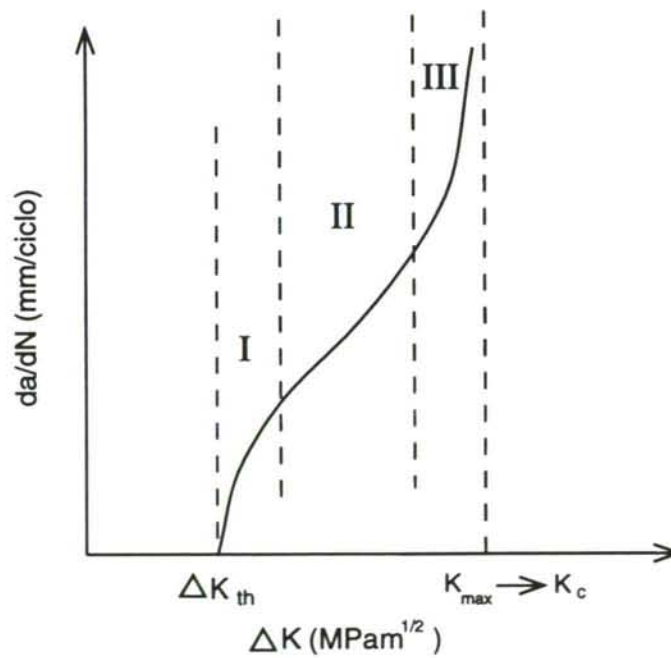


Fig. 2.4. Representación bilogarítmica de la relación entre la velocidad de propagación de la fisura y el intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones.

Sin embargo, esta expresión no se adapta para el crecimiento de las fisuras en los extremos de  $\Delta K$ , en donde la curva toma una forma sigmoïdal, esto es, la dependencia del crecimiento de la fisura con  $\Delta K$  aumenta marcadamente en los extremos. Para valores elevados de  $\Delta K$  (región III en la Fig. 2.4) los materiales presentan un rápido crecimiento de la fisura antes de producirse la rotura. Este comportamiento inestable puede ser debido a la amplia extensión que abarca la zona plástica, (su tamaño aumenta según lo hacen los valores de  $\Delta K$ ) o bien a que los valores de  $K_{max}$  tienden a aproximarse a  $K_c$ . Otro factor de peso a considerar en esta región, por el aumento que origina en la tasa de crecimiento de la fisura, es el factor  $R$ . Así pues, la expresión propuesta para propagaciones de fisura en la región III es (KITAGAWA, 1994):

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (2.5)$$

donde  $C$  y  $m$  son constantes del material.

Esta desviación puede ser explicada satisfactoriamente a través de la Mecánica de Fractura elasto-plástica, por las correcciones introducidas en el modelo mecánico de cierre de grieta plástico (ELBER, 1970). Según este modelo (Fig. 2.5) la fisura es parcialmente cerrada durante parte del ciclo de carga, incluso cuando  $R > 0$ . Los desplazamientos de tensión residual resultado del daño plástico provocado por el avance de la fisura actúan generando una estela plástica y provocan el cierre de la fisura para valores de carga por encima del nivel mínimo de la carga aplicada. En otras palabras, la fisura es parcialmente cerrada en una parte del ciclo de carga y no se abre totalmente hasta que un cierto valor de abertura  $K$  llamado  $K_{op}$  es aplicado y como resultado el daño estaría restringido a la parte de la carga cíclica que actúa sobre la fisura totalmente abierta, por lo tanto  $\Delta K_{eff}$  (intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones efectivo) expresado como la diferencia entre  $K_{op}$  y  $K_{max}$  (Fig. 2.6) sería el parámetro que describiera la propagación de la fisura en lugar del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones aplicado  $\Delta K$ . En el otro extremo de la curva (región I correspondiente a valores bajos de  $\Delta K$ ) la velocidad de propagación disminuye rápidamente hasta anularse. De nuevo el valor de  $R$  cobra importancia para estos niveles de fisuración. El mecanismo de cierre de grieta que actúa en el proceso de fatiga es distinto al presentado para la región III, por ejemplo puede producirse por desplazamiento del borde de la grieta en planos de cizalla.



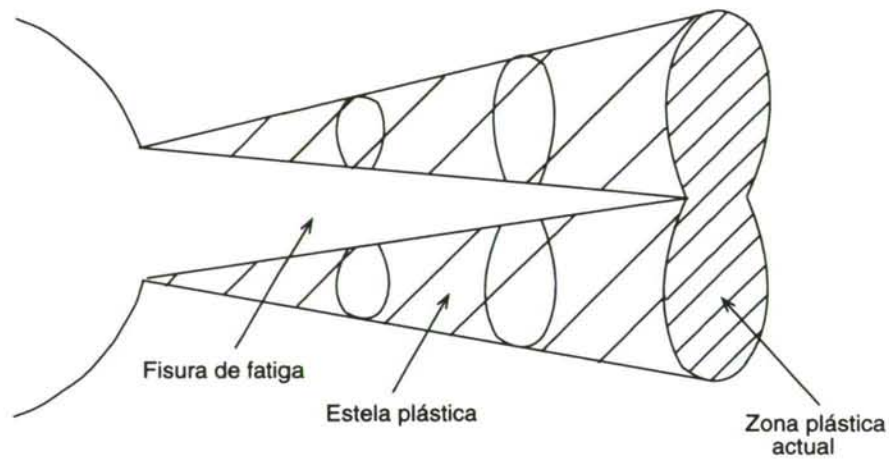


Fig. 2.5. Esquema de mecanismo de cierre de grieta en régimen de fatiga de amplitud constante.

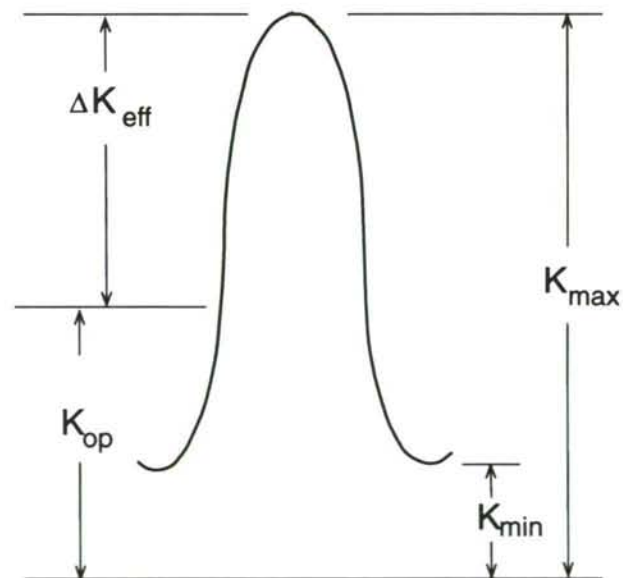


Fig. 2.6. Parámetros que intervienen en el modelo de cierre de grieta plástico.

Para el análisis experimental y teórico del comportamiento en fatiga de alambres fisurados que se presenta en este capítulo y tomando como punto de referencia lo expuesto en los párrafos anteriores se han adoptado las siguientes hipótesis:

- *Comportamiento elástico-lineal.* Se considera que los valores de  $\Delta K$  utilizados en el laboratorio con el fin de producir el avance de la fisura en ningún caso son lo suficientemente elevados como para provocar zonas plásticas lo bastante extensas que hagan necesario recurrir a los criterios y técnicas proporcionados por la Mecánica de Fractura elasto-plástica.
- *Propagación de fisura en modo I.* Se considera modo de fisuración de tipo I en el régimen de propagación subcrítico de la fisura. Los ensayos de fisuración demostrarán que el plano de propagación de la fisura es siempre perpendicular a la dirección de sollicitación y por tanto según el modo I.
- *Comportamiento según la Ley de Paris en la región II.* La modelización de las curvas  $da/dN$  frente a  $\Delta K$  en la región II se realizará según la fórmula descrita en la expresión (2.4), considerando que la tasa de crecimiento de la fisura únicamente depende del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones, es decir se considera que el factor R no influye en el comportamiento del material.

## 2. CARACTERISTICAS DEL ACERO PERLITICO

### 2.1. Material de ensayo

Poner de manifiesto la influencia que el proceso de trefilado tiene sobre el acero perlítico de alta resistencia requiere examinar y evaluar los distintos pasos que conducen de un extremo a otro de la línea de producción de la trefilería, desde el alambrón hasta el acero de pretensado pasando por los subproductos obtenidos en cada una de las hileras o matrices de deformación.

Los materiales con los que se ha trabajado se han separado en dos grupos, acero A y acero B, atendiendo a la colada de la que se obtuvieron, por lo que no presentan exactamente la misma composición, siendo mínimas sin embargo las diferencias en este sentido. La composición química de los aceros A y B se muestran en la Tabla 2.1 y 2.2 respectivamente.

El acero ha sido suministrado en alambres con distintos grados de trefilado; desde el alambrón de 12 mm de diámetro (sin trefilar) hasta el acero de pretensado de 7 mm de diámetro. La reducción total del diámetro del acero desde el alambrón hasta obtener el acero de pretensado es del 41.6%. El acero de pretensado de la familia A es el resultado de seis pasos intermedios de trefilado, mientras que, para la familia B, los pasos intermedios han sido siete. Las Tablas 2.3 y 2.4 muestran los diámetros y reducciones de sección para cada paso del trefilado de los aceros A y B, así como la nomenclatura usada para cada uno de ellos, en función del diámetro de la sección.

Tabla 2.1. Composición química en % (acero A).

| C    | Mn   | Cr    | Si   | V    | P     | S     |
|------|------|-------|------|------|-------|-------|
| 0.80 | 0.69 | 0.265 | 0.23 | 0.06 | 0.012 | 0.009 |



Tabla 2.2. Composición química en % (acero B).

| C    | Mn  | Cr    | Si   | V     | P     | S     |
|------|-----|-------|------|-------|-------|-------|
| 0.79 | 0.7 | 0.270 | 0.25 | 0.075 | 0.011 | 0.008 |

Tabla 2.3. Nomenclatura y reducciones de sección (acero A).

| Nomenclatura  | A0   | A1    | A2   | A3   | A4   | A5   | A6  |
|---------------|------|-------|------|------|------|------|-----|
| Diámetro (mm) | 12   | 10.80 | 9.75 | 8.90 | 8.15 | 7.50 | 7   |
| Reducción (%) | ---- | 10    | 9.7  | 8.7  | 8.4  | 7.9  | 6.7 |

Tabla 2.4. Nomenclatura y reducciones de sección (acero B).

| Nomenclatura  | B0   | B1    | B2   | B3  | B4  | B5  | B6  | B7   |
|---------------|------|-------|------|-----|-----|-----|-----|------|
| Diámetro (mm) | 12   | 11.25 | 10.5 | 9.7 | 9   | 8.5 | 8.2 | 7    |
| Reducción (%) | ---- | 6.25  | 6.7  | 7.6 | 7.2 | 5.6 | 3.5 | 14.6 |

Desde la recepción del alambión en la trefilería hasta obtener el producto final (acero de pretensado) el alambre ha sido sometido a los siguientes procesos: (1) tratamiento químico de decapado y fosfatado para el acondicionamiento de la superficie del alambre al trefilado, (2) tratamiento mecánico de trefilado y (3) tratamiento termomecánico de baja relajación.

El proceso de trefilado consiste básicamente en un tratamiento mecánico de endurecimiento por deformación en el que la masa metálica es sometida a tensiones orientadas en sentidos privilegiados, produciendo reducciones en las dimensiones transversales del alambre y un aumento en la dimensión axial. En este proceso no solamente se ven afectados la forma y aspecto exterior sino que también se actúa sobre la estructura cristalina del producto al ser orientados los granos en la dirección del trefilado (la dirección principal de deformación). El resultado es un endurecimiento del diagrama tensión-deformación, por aumento del límite elástico y de la resistencia.

Desde el punto de vista industrial en el proceso de trefilado el material es forzado a pasar a través de varias hileras (matrices de estirar) sucesivas hasta alcanzar la reducción final de sección, en una operación continua. Entre los dos últimos estadios del trefilado tiene lugar el tratamiento termomecánico de estabilización. El objetivo de este último proceso es el de reducir las pérdidas de tensión que sufren las armaduras activas cuando, sometidas a una tensión inicial dada, se mantiene constante su deformación, es decir, reducir las pérdidas por relajación. En general, cuando la tensión inicial es inferior al 50% de la tensión de rotura, no se detectan pérdidas por relajación, pero por encima de dicho umbral, la relajación crece rápidamente con la tensión inicial. Por este motivo, los fabricantes de las armaduras deben suministrar los valores de relajación (en % de pérdida de tensión) a 1000 h para tensiones iniciales entre el 0,6 y 0,9 de la tensión de rotura. Para el acero del que se dispone en el laboratorio, el tratamiento de baja relajación ha consistido en someter el acero a una tensión inicial del 70% de la tensión de rotura a 400 °C, reduciendo la relajación a valores inferiores al 2%.

## **2.2. Caracterización microestructural**

### **2.2.1. Microestructura de un acero perlítico**

El acero es una aleación de hierro (Fe) y carbono (C) en la que el contenido de este último no sobrepasa la cifra del 2%. El carbono se encuentra generalmente combinado con el hierro, formando carburo de hierro, también llamado cementita ( $\text{CFe}_3$ ), con un porcentaje de carbono del 6,67%. En el proceso de obtención de los aceros con menos del 1,7% de C se observa que, en el enfriamiento a temperaturas inferiores a 1145°, todo el metal se encuentra en estado sólido, formando una masa homogénea de cristales de austenita (en la austenita el hierro se encuentra en



la fase gamma, estado alotrópico del hierro en el que es capaz de disolver el C). Al continuar descendiendo la temperatura se producen procesos de recristalización, al transformarse la austenita sólida en nuevos constituyentes también sólidos, ferrita (estado alotrópico del hierro, prácticamente incapaz de disolver el carbono), cristales de carburo de hierro (cementita) y cristales de composición eutectoide con 0.90% de C (perlita) (VANDER VOORT, 1984).

Si el acero contiene menos de 0,90% de C, hasta los 758 °C no ocurre nada anormal. Durante este tiempo se va efectuando la difusión del carbono, homogeneizando la composición en carbono de los cristales de austenita. A partir de esa temperatura y según evoluciona el proceso de enfriamiento comienzan a nacer cristales de ferrita a partir de la austenita, y la composición del metal madre (austenita) se va empobreciendo en el constituyente que precipita, enriqueciendo su contenido en carbono. Hacia los 700°, cuando el contenido de la austenita es el eutectoide, precipita toda ella en forma de cristales de perlita. El producto final es un acero hipoeutectoide de dos fases, disponiéndose la ferrita en los bordes de las colonias de perlita (ASM, 1995).

Los aceros utilizados en la Tesis presentan un contenido en carbono en torno al 0.8%, próximo a la composición eutectoide, lo que significa, teniendo en cuenta lo comentado más arriba, que siendo aceros hipoeutectoides de dos fases, la estructura cristalina es perlítica con finas láminas de ferrita en los bordes de las colonias de perlita. Para la ferrita o hierro alfa el contenido intersticial de carbono es bajo ( $< 0.1\%$ ). Sin embargo, puede contener gran cantidad de elementos sustitucionales (Si, P, Mo, V). Normalmente los granos de ferrita presentan una subestructura veteada debido a las tensiones internas que acompañan a las transformaciones de fase que ha sufrido el acero.

El constituyente eutectoide llamado perlita está compuesto por láminas paralelas de ferrita y cementita (86,5% de ferrita y 13,5% de cementita). Al observar con pocos aumentos ( $\times 100$ ) en el microscopio óptico estos aceros, después de ser atacados convenientemente, la ferrita aparece blanca y la cementita oscura. En cambio, cuando se observan los cristales de perlita con muchos aumentos ( $\times 15000$ ) en el microscopio electrónico de barrido, se ve que están compuestos por láminas negras de cementita y blancas de ferrita (Fig. 2.7). Este aspecto oscuro de la cementita, es debido a un efecto de sombreado, originado por el relieve de las láminas de cementita que son mucho más duras que el fondo o matriz de ferrita.



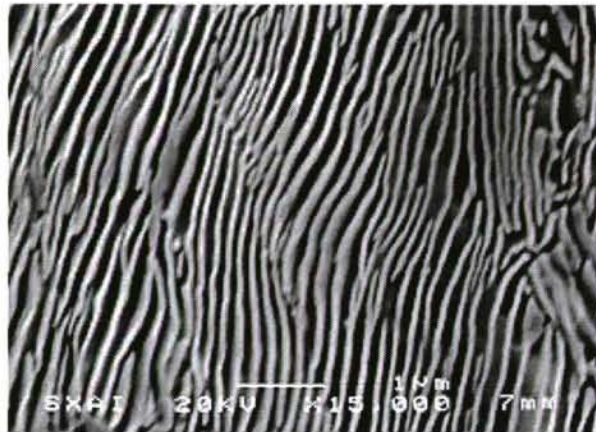


Fig. 2.7. Microestructura perlítica en el acero A6.

### 2.2.2. Relación entre microestructura y propiedades mecánicas

La metalografía desarrollada desde finales del siglo pasado ha puesto de manifiesto la influencia que el tamaño y orientación de los cristales de un metal tiene sobre sus propiedades mecánicas. Los primeros estudios empíricos realizados demostraron la existencia de una relación entre el límite elástico y el espaciado medio entre partículas o recorrido libre medio en la ferrita. Trabajos posteriores basados en el apilamiento de las dislocaciones en los límites de grano demostraron la existencia de una relación (ecuación de Hall-Petch) de proporcionalidad entre el límite elástico y el tamaño de grano y cuyo intervalo de validez es extensible a la mayoría de los metales (DIETER, 1967):

$$\sigma_Y = \sigma_i K_v D^{-1/2} \quad (2.6)$$

donde  $\sigma_i$  es la tensión de fricción que se opone al movimiento de las dislocaciones,  $K_v$  es la constante de Hall-Petch que representa la medida de la extensión del apilamiento de dislocaciones frente a las barreras y  $D$  es el diámetro medio de grano.

Esta relación entre el tamaño de grano y el límite elástico se justifica al considerar los límites de grano como barreras realmente efectivas para el movimiento de las dislocaciones en las primeras etapas de la deformación plástica. Sin embargo, al aumentar las tensiones aplicadas se desarrollan, en la cabeza de los apilamientos, tensiones de cizalla lo suficientemente elevadas para producir el desplazamiento de las dislocaciones a través del límite a los granos vecinos, poniéndose en marcha en el interior de los granos otros mecanismos de interacción entre dislocaciones más complejos. Por ello, el tamaño de grano constituye una variable controladora en las primeras etapas de la deformación plástica y por ende del límite elástico.

Los trabajos más recientes sobre la relación entre las propiedades macroscópicas y la microestructura en aceros eutectoides se han enfocado al análisis de la influencia del espaciado interlaminar de la estructura perlítica en la tenacidad de fractura (HYZAK y BERNSTEIN, 1976; KAVISHE y BAKER, 1986), demostrándose que dicha tenacidad aumenta al disminuir el espaciado interlaminar.

### **2.2.3. Microestructura de los aceros perlíticos deformados. Influencia del trefilado**

Conocida la influencia que la microestructura de los metales tiene sobre las propiedades mecánicas y dada la importancia de estos en la tecnología moderna, se han desarrollado distintos procesos de conformación industrial cuyo objetivo es mejorar las propiedades del material por modificación de la distribución de los microconstituyentes, el afino del tamaño de grano y la introducción del endurecimiento por deformación, un ejemplo del cual es el proceso de trefilado para fabricar los aceros objeto de estudio en la presente Tesis.

Como resultado de un grado de deformación muy intenso producido en el trefilado, las partículas que constituyen la microestructura del material tenderán a tomar la forma y distribución que groseramente corresponden a la deformación del cuerpo como un todo, es decir, se va a desarrollar una orientación predominante o textura al alinearse ciertos planos cristalográficos de un modo preferente en la dirección de deformación máxima. Esta textura de deformación se denomina textura de fibra, debido a su similitud con la ordenación natural de los materiales fibrosos.



Siempre y cuando se produzca una reducción de la sección transversal, por deformación en frío, del 20% al 30% (DIETER, 1967), existirá una dispersión apreciable en la orientación de los cristales individuales alrededor de la orientación ideal. En la Fig. 2.8 se muestra el resultado del análisis metalográfico realizado en el acero A4, que representa uno de los pasos intermedios del trefilado con una reducción de sección del 32% con respecto del alambrón. Según se observa en esta imagen, la orientación preferente o textura de las colonias de perlita para los estadios intermedios no es perfecta, pues es posible encontrar algunas colonias con orientaciones muy diferentes.

Al aumentar la reducción de sección transversal la dispersión en la orientación de las colonias disminuye. Para la textura ideal de un alambre, una dirección cristalográficamente definida debe ser paralela al eje del alambre y la textura ser simétrica alrededor de dicho eje. Para el acero de pretensado con el que se ha trabajado, que representa el último paso del trefilado, la reducción de sección es del 42%. La estructura de fibra en este acero se ha puesto de manifiesto por técnicas metalográficas mediante macroataques de la superficie de interés (Fig. 2.9). Como resultado general del proceso de trefilado se observa la orientación progresiva y el alargamiento de las colonias de perlita en el acero (TORIBIO y OVEJERO, 1997), así como una orientación progresiva y una densificación de la estructura laminar perlítica, con disminución progresiva del espaciado interlaminar a medida que el trefilado se hace más intenso (OVEJERO, 1998).

### **2.3. Caracterización mecánica**

Para la determinación de las propiedades mecánicas de los aceros perlíticos con distinto grado de trefilado se ha utilizado el ensayo de tracción simple o uniaxial a temperatura ambiente. A partir de este ensayo es posible obtener la curva tensión-deformación ingenieril y la curva tensión-deformación verdadera de donde analíticamente, y por medio de ajustes, es posible conocer los parámetros constitutivos del acero: el módulo de Young, el límite elástico, la tensión de rotura, la resistencia a la tracción y los parámetros de Ramberg-Osgood que modelizan el comportamiento en régimen plástico.



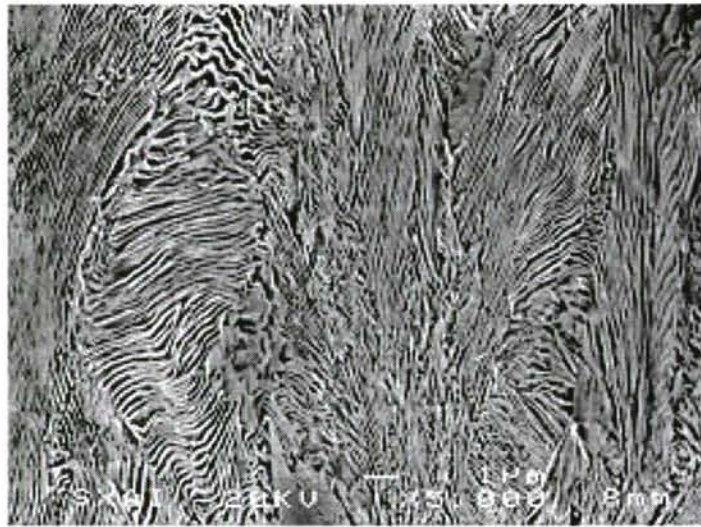


Fig. 2.8. Distribución de colonias de perlita en el acero A4, que ha sufrido cuatro pasos de trefilado.



Fig. 2.9. Sección longitudinal de un acero de alta resistencia fuertemente trefilado, A6, que ha sufrido seis pasos de trefilado.

El tipo de probetas usados en estos ensayos son barras lisas de sección circular uniforme y de longitud 30 cm. El criterio de selección de esta longitud se justifica en los resultados obtenidos al valorar la influencia de la longitud de las probetas sobre los parámetros constitutivos del acero (TORIBIO, 1992). Estos análisis demuestran que el uso de alambres cilíndricos de longitud menor (10 cm) dan lugar a valores elevados del módulo de Young (si bien el uso de extensómetros colocados suficientemente lejos de las mordazas evitan cualquier tipo de influencia de la longitud de la probeta sobre dicho módulo), mientras que probetas mayores (80 cm) provocan aumentos en el límite elástico.

### **2.3.1. Equipo experimental**

Para los ensayos de caracterización la maquinaria e instrumental utilizado es el siguiente:

- Máquina de ensayo estática INSTRON modelo 4505 (Fig. 2.10). Dispone de una célula de carga de 100 kN, una consola en donde se sitúan las tarjetas de carga y de deformación que permiten obtener los datos de la célula de carga y de un transductor de deformación respectivamente y un panel frontal a través del cual se introducen los datos que configuran las características del ensayo.

- Extensómetro estático INSTRON (Fig. 2.11). Es un extensómetro con una base de medida de 50 mm. Su intervalo de media es de  $\pm 25$  mm y la no-linealidad del 0,15% del intervalo calibrado.

- Sistema de adquisición de datos conformado en LABVIEW, que permite registrar y almacenar las señales procedentes de la célula de carga y del extensómetro, así como un posterior tratamiento.



### 2.3.2. Método de ensayo

La curva tensión-deformación característica del material se obtiene mediante un ensayo de tracción simple a temperatura ambiente en la máquina de ensayo INSTRON modelo 4505 bajo control de posición. La muestra colocada entre las mordazas de la máquina es sometida a una fuerza de tracción uniaxial, imponiendo como velocidad de desplazamiento de las mordazas 3 mm/min.

La probeta se coloca entre las mordazas de la máquina, en la dirección del eje mayor (en la dirección en que se ha producido el estiramiento en frío). En este punto es muy importante que el tipo de mandíbulas asociado a las mordazas sea el adecuado (Fig. 2.12), que asegure la correcta alineación del eje de la probeta con la dirección de movimiento de la cruceta a fin de lograr una distribución de tensiones realmente uniaxial. Una vez sujetos los extremos de la probeta a las mordazas es conveniente aplicar una pequeña carga para que el ajuste entre mordazas y probeta sea perfecto.

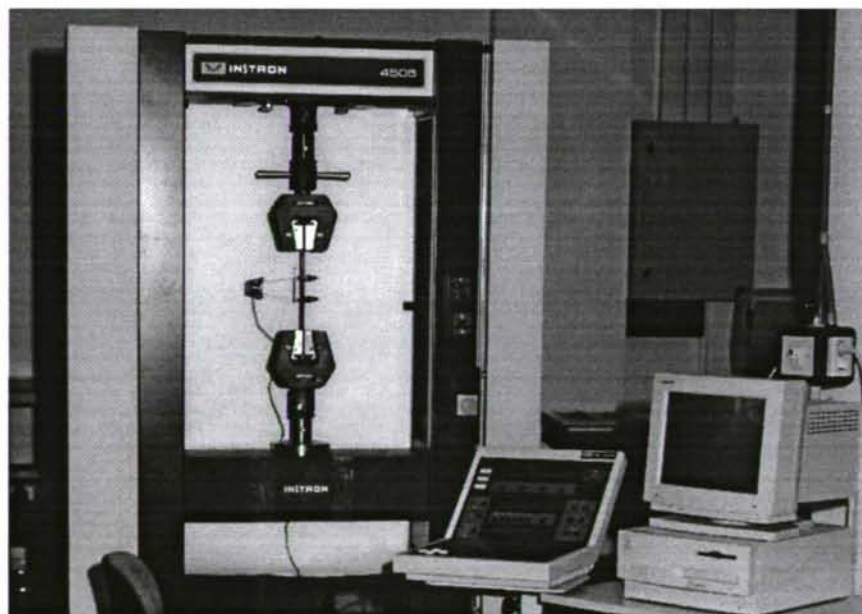


Fig. 2.10. Máquina de ensayo estática.



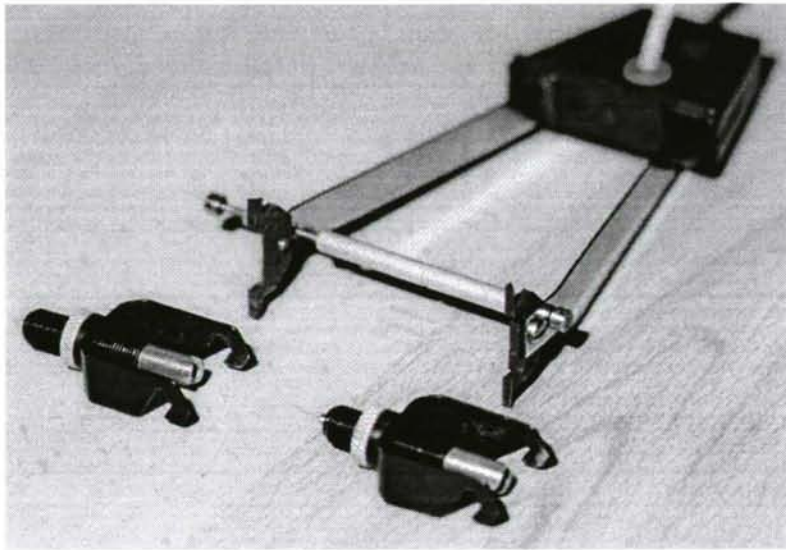


Fig. 2.11. Extensómetro utilizado en los ensayos de tracción simple.

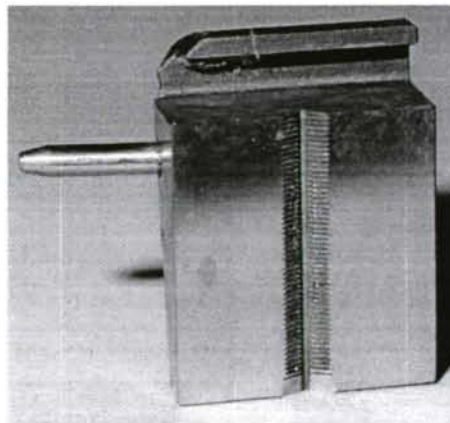


Fig. 2.12. Esquema del tipo de mandíbula usada para muestras cilíndricas.

El extensómetro se sitúa sobre la probeta en una zona intermedia lo suficientemente alejado de las mordazas y conectado al canal de deformación de la máquina, con lo que se obtiene un registro continuo de deformaciones según aumenta la carga aplicada. En el registro numérico carga-desplazamiento obtenido del ensayo de tracción para cada uno de los aceros se ha despreciado un primer tramo hasta aproximadamente una carga de 0.2 kN debido a que los valores obtenidos en esta zona presentan bastantes irregularidades (el comportamiento no es lineal) por el ajuste de las mordazas en la probeta. En su lugar se ha extrapolado la recta que corresponde al tramo inmediatamente superior.

Antes de analizar la respuesta tensión-deformación del material, es preciso definir los términos en su más estricto sentido, diferenciando a continuación entre régimen elástico y plástico. Existen dos posibles definiciones de tensión y deformación. La primera definición, usada normalmente en ingeniería, está basada en la geometría inicial de la probeta, de forma que la tensión ingenieril se define mediante:

$$s = \frac{F}{A_0} \quad (2.7)$$

donde  $F$  es la carga y  $A_0$  la sección inicial del alambre

Y la deformación ingenieril se define como:

$$e = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2.8)$$

donde  $\Delta L$  es el alargamiento y  $L_0$  la longitud inicial de la probeta.

Sin embargo, estos parámetros no proporcionan una verdadera información sobre el estado tenso-deformacional en el metal porque está basada en las dimensiones iniciales de la probeta ( $A_0$  y  $L_0$ ) y éstas cambian constantemente durante el ensayo. Por este motivo, alternativamente se define la tensión verdadera como:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (2.9)$$

donde A es el área de la sección transversal de la probeta en el mismo instante considerado.

Y la deformación verdadera se expresa como:

$$d\epsilon = \frac{dL}{L} \quad (2.10)$$

donde dL es la variación infinitesimal de la longitud y L es la longitud actual.

Estas magnitudes son las que se utilizarán en esta Tesis para presentar los resultados de caracterización. La relación entre la tensión y deformación verdadera y las ingenieriles se expresan de la forma (JOHNSON y MELLOR, 1983):

$$\sigma = s(1 + e) \quad (2.11)$$

$$\epsilon = \ln(1 + e) \quad (2.12)$$

Las gráficas tensión-deformación que se han obtenido para cada acero se han modelizado matemáticamente diferenciando entre la respuesta elástica-lineal que se produce para pequeñas deformaciones y el proceso de deformación plástica asociado al movimiento irreversible de las dislocaciones. En la primera etapa del ensayo la deformación es prácticamente proporcional a la tensión y de naturaleza elástica. Si en este punto se descarga la probeta ésta recupera sus dimensiones iniciales. La aproximación se realiza por la ley de Hooke:

$$\sigma = E \epsilon \quad (2.13)$$

cuyo intervalo de validez se ha tomado hasta el 80% del límite elástico  $\sigma_Y$ :

$$\sigma = 0.8\sigma_Y \quad (2.14)$$



El intervalo considerado para el régimen plástico es:

$$\sigma_Y \leq \sigma \leq \sigma_R \quad (2.15)$$

donde  $\sigma_R$  representa la tensión máxima en el ensayo de tracción simple o tensión de rotura del material.

Para determinar el módulo de elasticidad o módulo de Young (E), se calcula la pendiente del tramo elástico, siguiendo la propia definición de este módulo. Un método alternativo para el cálculo del módulo elástico en aquellos casos en que, por ajustes de mordazas y otras irregularidades en el ensayo, no se haya podido obtener un buen registro del primer tramo lineal, es continuar el ensayo hasta la zona en que el material comienza a plastificar. Si se descarga de la probeta en esta etapa sólo se anulan parcialmente las deformaciones existentes, de modo que el nuevo registro correspondería a una recta que descendería según un tramo recto paralelo al tramo elástico inicial.

Para el cálculo del límite elástico se procede de la siguiente manera: se traza una línea cuya pendiente viene definida por el módulo de Young —paralela a tramo en que el material se comporta linealmente— y cuya abcisa en el origen sea del 0.2% (límite elástico convencional  $\sigma_{0.2}$ ). El valor que en ordenadas toma el punto de corte de esta recta con la curva tensión-deformación representa el límite elástico del acero en cuestión que se denominará  $\sigma_Y$  en el presente trabajo.

La aproximación matemática utilizada para describir el comportamiento del material para deformaciones plásticas, viene dada a partir de la expresión de Ramberg-Osgood:

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p = \frac{\sigma}{E} + \left( \frac{\sigma}{P} \right)^n \quad (2.16)$$

donde P y n son los parámetros de Ramberg-Osgood del material.

La representación en escala bilogarítmica de esta expresión ( $\ln \sigma - \ln \epsilon^p$ ) es una curva que puede ser ajustada por la recta:

$$\ln \sigma = (1/n) \ln \epsilon^p + \ln P \quad (2.17)$$

Para el alambIÓN y los estados intermedios de trefilado la aproximación matemática de la curva tensión-deformación se ha hecho tal y como se ha indicado en los párrafos anteriores, es decir, tomando como tramos elástico y plástico los definidos en (2.14) y (2.15) y en este último caso la curva en bilogarítmica ( $\ln \sigma - \ln \epsilon^p$ ) se ha ajustado con una única recta.

Para el acero de pretensado se ha elegido un criterio distinto para la modelización de la curva tensión-deformación debido a la diferencia de forma con el resto de los aceros (entre otros por la aparición del escalón de cedencia según se muestra en el Anexo I). El tramo en que se ajustan las condiciones para el régimen elástico-lineal se extiende hasta el límite elástico  $\sigma_y$ , y de aquí en adelante se considera el desarrollo de la plasticidad, que a su vez ha sido modelizado en dos tramos, tomando como valor de separación de ambos tramos el punto de inflexión de la gráfica en bilogarítmica.

### 2.3.3. Propiedades mecánicas. Influencia del trefilado

Los datos extraídos de los ensayos de caracterización en tracción simple y de dureza de los aceros de la familia A se muestran en la Tabla 2.5, en la que se incluyen: Diámetros del acero (D) (asociado con un estadio de trefilado), módulo de elasticidad (E), límite elástico ( $\sigma_y$ ), tensión de rotura ( $\sigma_R$ ), parámetros de Ramberg-Osgood (P, n) y la dureza Vickers. En el Anexo I se han incluido las gráficas intermedias que han servido como base para el análisis, así como los intervalos de valores utilizados en el cálculo de los parámetros E, P y n, los valores característicos de obtención de  $\sigma_y$ , los ajustes por mínimos cuadrados y los coeficientes de correlación correspondientes.

En la Fig. 2.13, se muestran las curvas experimentales tensión-deformación verdaderas obtenidas para cada uno de los aceros representativos de un grado diferente de trefilado. Se observa así que, como resultado del trefilado, se obtiene un progresivo endurecimiento del diagrama  $\sigma$ - $\epsilon$ , con el correspondiente aumento del límite elástico y de la carga de rotura, según se muestra en la Fig. 2.14. Para realizar un análisis más exhaustivo de la evolución de la zona plástica con el trefilado se ha incluido una gráfica en la que se representan los parámetros  $P$  y  $n$  de Ramberg-Osgood en función del grado de trefilado de cada acero (Fig. 2.15).

Tabla 2.5. Parámetros característicos de los aceros de la familia A.

| Acero | D<br>(mm) | E<br>(GPa) | $\sigma_Y$<br>(GPa) | $\sigma_R$<br>(GPa) | P<br>(GPa) | n     | HV  |
|-------|-----------|------------|---------------------|---------------------|------------|-------|-----|
| A0    | 12.00     | 197.4      | 0.686               | 1.175               | 1.98       | 5.89  | 314 |
| A1    | 10.80     | 201.4      | 1.100               | 1.294               | 2.26       | 8.61  | 351 |
| A2    | 9.75      | 203.5      | 1.157               | 1.347               | 2.33       | 8.70  | 363 |
| A3    | 8.90      | 197.3      | 1.212               | 1.509               | 2.49       | 8.45  | 378 |
| A4    | 8.15      | 196.7      | 1.239               | 1.521               | 2.50       | 8.69  | 387 |
| A5    | 7.50      | 202.4      | 1.271               | 1.526               | 2.74       | 7.98  | 391 |
| A6(*) | 7.00      | 198.8      | 1.506               | 1.762               | 1.73       | 44.67 | 436 |
|       |           |            |                     |                     | 2.34       | 11.49 |     |

(\*) Para el Acero A6 se incluyen los valores de  $P$  y  $n$  obtenidos en los dos tramos.



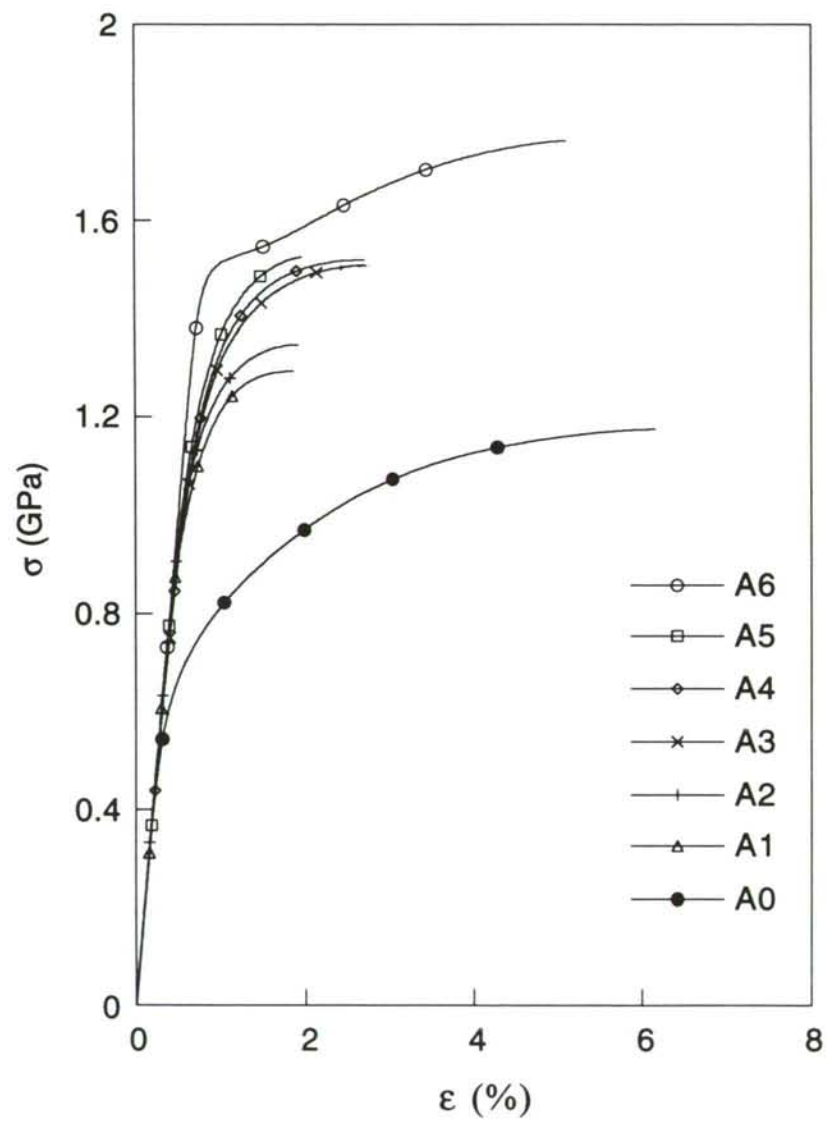


Fig. 2.13. Curvas tensión-deformación para los aceros de la familia A con grados progresivos de trefilado, desde alambrrn A0 hasta el acero de pretensado A6.

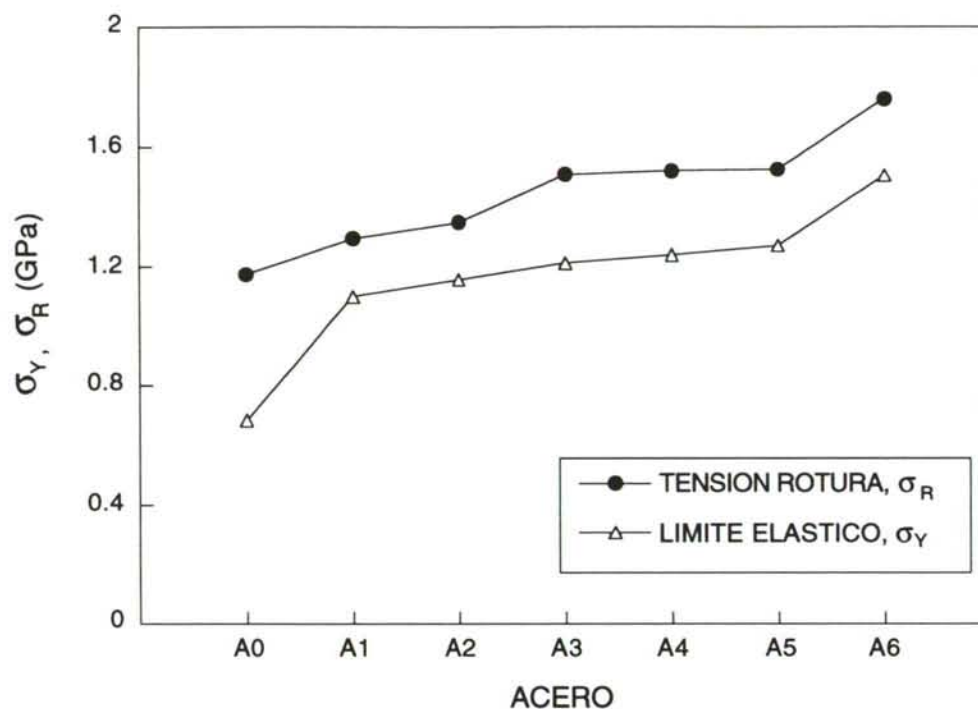


Fig. 2.14. Evolución de la tensión de rotura y límite elástico con el trefilado.

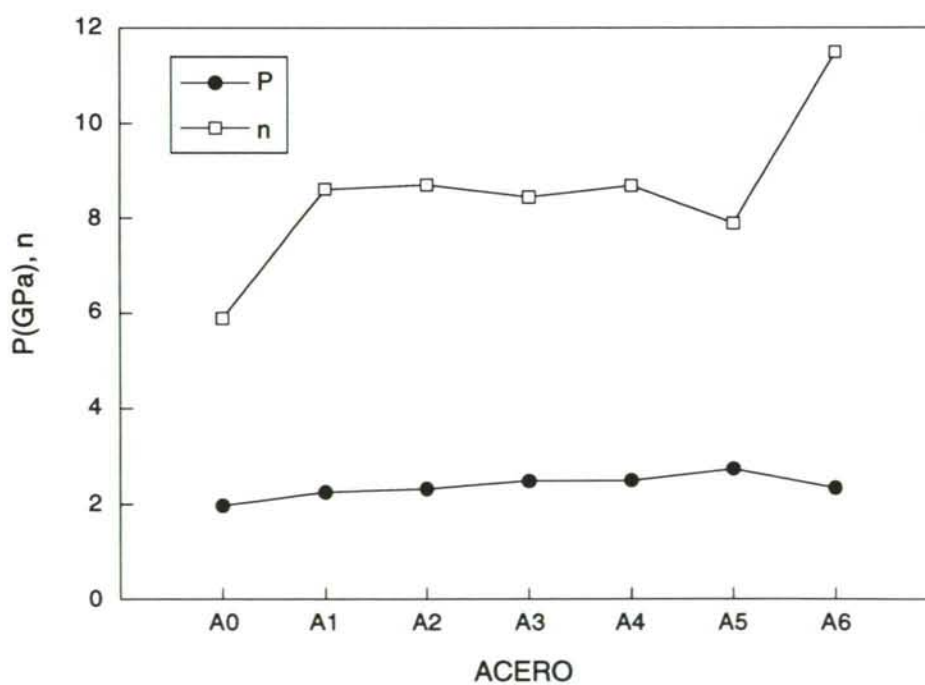


Fig. 2.15. Evolución de los parámetros de Ramberg-Osgood ( $P$  y  $n$ ) con el trefilado.

El análisis de los datos presentados en la Fig. 2.14 permite comprobar que la tensión de rotura ( $\sigma_R$ ) y el límite elástico ( $\sigma_Y$ ) evolucionan de forma paralela a partir del acero A1 y hasta el acero de pretensado A6, y de hecho es posible encontrar una relación de proporcionalidad constante entre ambas magnitudes:

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_Y} = 1.19 \pm 0.03 \quad (2.18)$$

Mientras que para el alambIÓN esta relación aumenta sensiblemente:

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_Y} = 1.7 \quad (2.19)$$

En particular, para la tensión de rotura se observa que la variación más pronunciada se produce en el último paso del trefilado. De hecho, mientras que el aumento medio de  $\sigma_R$  entre dos pasos consecutivos de trefilado es 0.07 GPa (excluyendo el acero A6), entre el acero A5 y el A6 este aumento es de 0.24 GPa, es decir más de tres veces la tendencia que existe en los pasos intermedios del trefilado. En cambio, en la evolución del límite elástico es posible encontrar dos instantes claves; el primero y más importante se produce en el paso del A0 (alambIÓN) al A1 con un aumento del límite elástico de 0.4 GPa y el segundo entre el acero A5 y el A6 aumentando esta magnitud en 0.24 GPa, mientras que en los restantes estadios el incremento medio que se produce es de tan sólo 0.04 GPa.

Siendo el tratamiento de baja relajación la única diferencia que existe entre el último paso del trefilado (A5-A6) y los restantes, se puede concluir que dicho proceso es el último responsable del fuerte incremento que se produce en los valores del límite elástico y de la tensión de rotura. En cuanto a la evolución del límite elástico del acero en el primer paso de trefilado (A0-A1), es posible relacionar este comportamiento con el cambio provocado en la microestructura. Según se comentó anteriormente, asociado al proceso de trefilado se produce la reducción del espacio interlaminar, es decir, de la distancia entre las láminas de cementita, las cuales actúan como barreras efectivas al movimiento de las dislocaciones. Por lo tanto, la reducción de dicha distancia entre láminas que tiene lugar en el paso del acero A0 al A1 es suficiente para realzar el efecto de barrera de la cementita, elevando notablemente el límite elástico del material.



Con respecto a la Fig. 2.15 en la que se muestra la evolución de los parámetros  $P$  y  $n$  de la expresión de Ramberg-Osgood (para el acero A6 sólo se han incluido los datos del segundo tramo, pues siendo el primero muy corto resulta menos representativo) se observa que los valores de  $P$  aumentan con el trefilado sin que se produzcan cambios bruscos. En cambio, en los valores de  $n$  se observa que para los aceros intermedios (A1 hasta A5) se mantiene aproximadamente constante, oscilando entre 8 y 8.7, produciéndose un importante aumento al pasar del acero A0 al A1 y del A5 al A6 (comportamiento similar al obtenido para el límite elástico).

### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este apartado se describen en primer lugar los tipos de muestras utilizadas, el proceso de preparación de las mismas, el equipo experimental del que se hace uso y los factores que hay que controlar antes de iniciar el proceso de fatiga en condiciones de sollicitación con amplitud constante, a partir de muestras que presentan una entalla inicial. A continuación se exponen los métodos de ensayo y técnicas experimentales mediante las cuales se han desarrollado las técnicas de cálculo y por ende se han obtenido los resultados, presentados en el siguiente apartado.

#### 3.1. Tipos de muestras

Los materiales de partida y objeto de estudio son alambres de sección circular, con grados progresivos de trefilado. La dirección longitudinal de estos aceros marca la dirección en la que se ha realizado el proceso de deformado en frío y por tanto la dirección en la que se desarrolla la orientación microestructural preferente. Las probetas utilizadas han sido previamente rectificadas para garantizar la correcta axialidad de la carga aplicada externamente durante la fisuración por fatiga.

Para el análisis de la propagación de las fisuras de fatiga en tracción, se han utilizado probetas con una entalla central que permita localizar de antemano el lugar y orientación de la fisura, así como facilitar su formación reduciendo el tiempo y carga requeridos de prefisuración. Las entallas han sido realizadas con una minicortadora de disco de diamante con espesor de 0.5 mm a bajas velocidades, en torno a 150 rpm, con un tiempo de actuación que osciló entre 30 s y 60 s dependiendo de la dureza del acero. Mediante este procedimiento se consiguen entallas cuya longitud  $a_0$  varía entre 0.6 mm y 1.2 mm y lo suficientemente delgadas para producir la mínima distorsión de la probeta, permitiendo además, a pesar de la geometría en el fondo de la entalla, la propagación de la fisura según un frente plano (Fig. 2.16). Terminadas las entallas se limpiaron las probetas con metil-etil-acetona químicamente pura en un vibrador ultrasónico con el fin de eliminar impurezas. En la Fig. 2.17 se muestra la geometría del alambre fisurado.

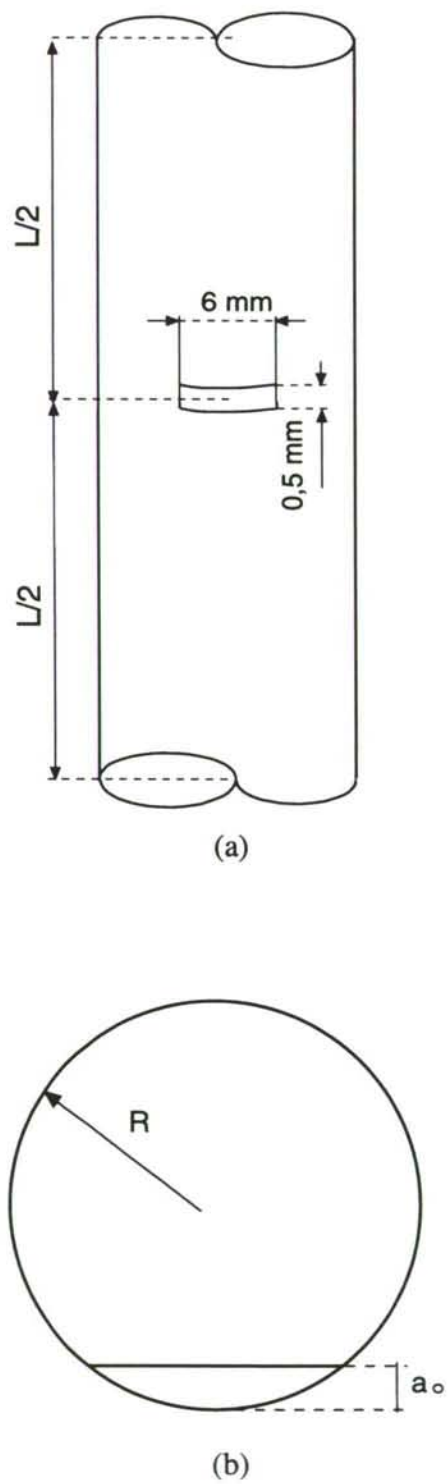
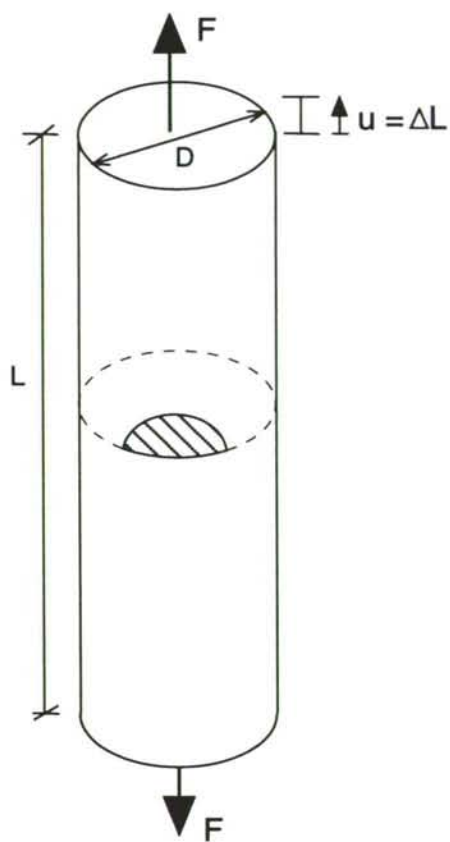
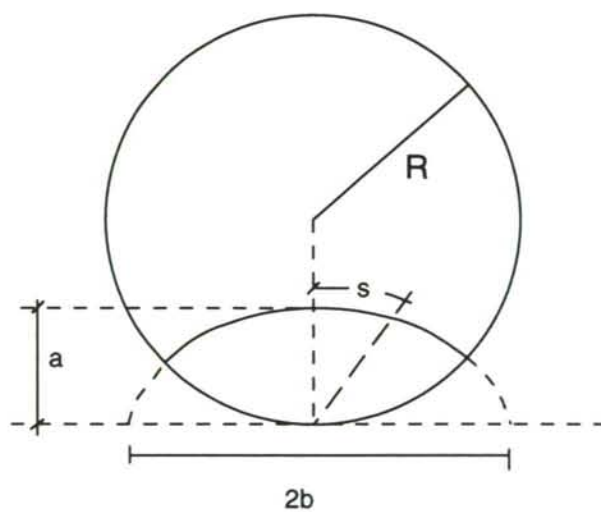


Fig. 2.16. Esquema de muestra con entalla: (a) vista general, (b) sección transversal.





(a)



(b)

Fig. 2.17. Geometría fisurada: (a) vista general, (b) sección transversal.

### 3.2. Equipo experimental

El equipo experimental empleado consta básicamente de los siguientes elementos:

– Máquina de ensayo dinámica INSTRON modelo 8516 (Fig. 2.18). La sujeción se realiza mediante mordazas hidráulica rígidas que no permiten el giro. Dispone de una célula de carga de 100 kN, una consola en donde se sitúan las tarjetas de carga y de deformación que permiten obtener los datos de la célula de carga y del transductor de deformación respectivamente y un panel frontal a través del cual se introducen los datos que configuran las características del ensayo. Las velocidades de sollicitación oscilan entre  $10^{-5}$  mm/s y 10 mm/s.

– Extensómetro dinámico INSTRON (Fig. 2.19). Es un transductor eléctrico constituido por galgas extensiométricas, con una base de medida de 12,5 mm. Su intervalo de medida es de  $\pm 2.5$  mm y la no-linealidad del 0,15% del intervalo calibrado.

– Cortadora MINITOM (Fig. 2.20). Consta de un disco de corte de diamante de 10 cm de diámetro y 0,5 mm de espesor. Las velocidades de giro oscilan entre 100 - 420 r.p.m.

– Microscopio electrónico de barrido (SEM). Consta de cuatro partes: (a) el sistema de iluminación que consiste en un haz de electrones y una serie de lentes para enfocarlos sobre la superficie de la muestra, (b) un sistema de información compuesto por un conjunto de detectores para analizar los datos, (c) una pantalla que consiste básicamente en un tubo de rayos catódicos sincronizado con los detectores de electrones y (d) un sistema de vacío que elimina los gases que de otra forma podrían interferir con la operación de barrido en la columna del microscopio electrónico.

### 3.3. Método de ensayo

La fisuración de las muestras se realizó a temperatura ambiente. Las muestras se colocaron perfectamente alineadas (para evitar efectos de tensiones de flexión o momentos flectores) entre las mordazas de la máquina dinámica situando en las proximidades de la entalla

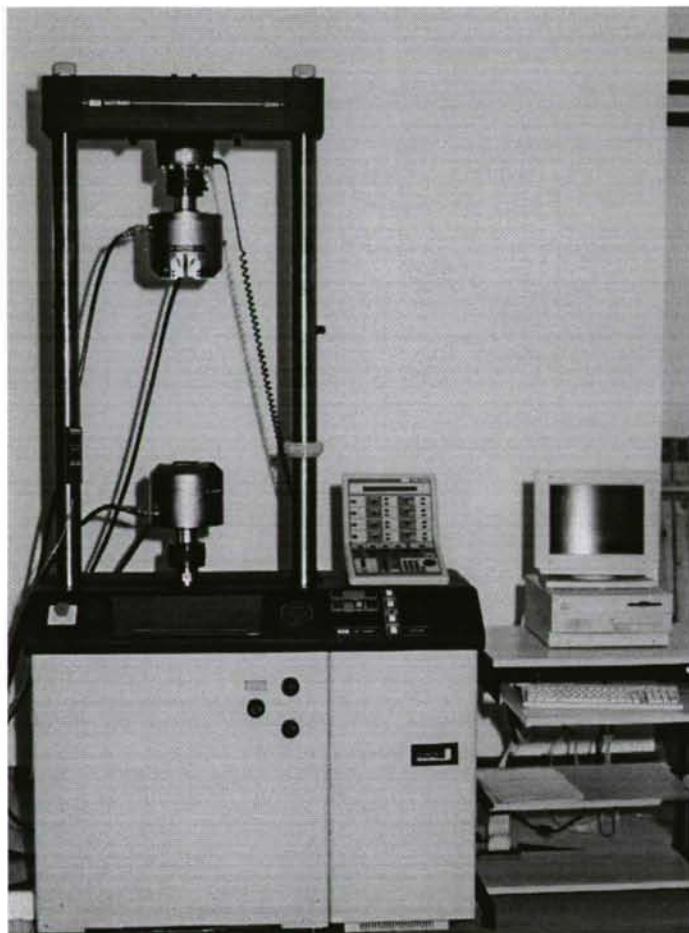


Fig. 2.18. Máquina servo-hidráulica para ensayos dinámicos.

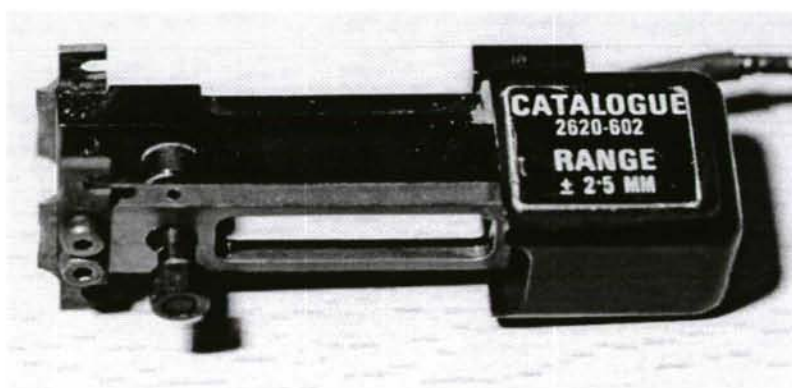


Fig. 2.19. Extensómetro dinámico.



un extensómetro dinámico, con base de medida 12,5 mm, simétricamente dispuesto con respecto a los labios de la entalla. El uso de un extensómetro de este tipo permite ir controlando la propagación de la fisura, pues según progresa el ensayo y la fisura se extiende, se incrementa el desplazamiento de abertura.

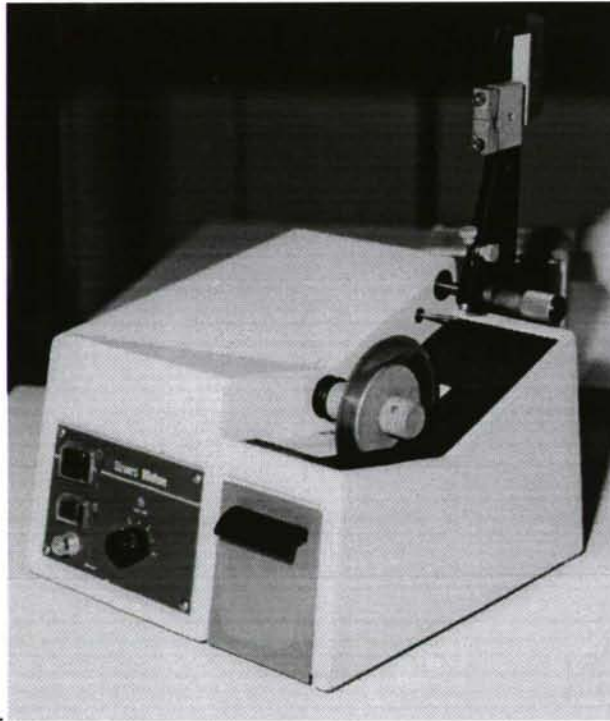


Fig. 2.20. Minicortadora con disco de diamante.

El ensayo de fatiga se realiza en control de carga aplicando entre los extremos de la probeta una onda sinusoidal a 10 Hz de frecuencia. El intervalo de tensiones aplicado es siempre positivo (fatiga en tracción), tomando como valor para la carga mínima un valor próximo a cero. Teniendo en cuenta la condición impuesta en los ensayos de fisurar con carga mínima nula, la amplitud del factor de intensidad de tensiones en un ciclo de carga puede ser expresada como el factor de intensidad de tensiones máximo del ciclo:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \cong K_{\max} \quad (2.20)$$

donde  $K_{\max}$  y  $K_{\min}$  son los factores de intensidades de tensiones asociados a la carga máxima y mínima del ciclo de carga.

### 3.3.1. Prefisuración

El objetivo de los ensayos de prefisuración es eliminar la influencia de la entalla mecánica inicial. Asociado al proceso mecánico de formación de la entalla inicial se encuentra el desarrollo de deformaciones plásticas no uniformes que favorecen la aparición de tensiones residuales. Los efectos de estas tensiones pueden ser, sin embargo, reducidos o casi eliminados aplicando sobre el material grandes tensiones externas (YAREMA, 1994). La característica que distingue a este tipo de ensayos es que la fisura puede ser iniciada fácilmente debido a la alta concentración de tensiones en el fondo de la entalla junto con el amplio frente para el avance de la fisura que proporciona la geometría de la entalla. La prefisuración de una muestra antes de comenzar los ensayos de propagación de la fisura en condiciones uniformes se realiza aplicando una carga cíclica en tracción con un valor de  $\Delta K$  lo suficientemente elevado para producir una fisura desde la entalla mecánica y que se propague lo bastante para eliminar los efectos de la entalla.

Para disminuir el tiempo necesario para prefisurar las muestras, la práctica común ha sido la de iniciar la prefisuración a una carga por encima de la que será utilizada en el ensayo, con un valor de  $K_{\max}$  que no superó en ningún caso el 60% del valor crítico  $K_c$ . De esta forma se garantiza que la zona plástica es bastante pequeña y por tanto se puede trabajar en condiciones elástico-lineales de deformación. En los casos en que la fisura no se inició bajo las condiciones de carga aplicadas, o si se inició no creció durante  $10^5$  ciclos (alrededor de 2h), la carga fue aumentada entre un 15 y un 20%. El tamaño final de la prefisura osciló entre un 5% y 10% del diámetro de la muestra.

### 3.3.2. Ensayos de calibración. Curvas de rigidez

En los estudios de propagación subcrítica de fisuras por fatiga, la necesidad de evaluar la tasa de crecimiento de la fisura requiere medidas precisas de la longitud de la misma en cualquier momento del ensayo. El procedimiento utilizado para conocer dicha longitud se basa en el cambio de flexibilidad  $C$  o de rigidez  $k$  ( $1/C$ ) de la probeta según progresa la fisura. La flexibilidad de una muestra elástica que contiene una fisura de longitud  $a$  se expresa como el cociente entre el desplazamiento relativo entre dos puntos simétricamente dispuestos con respecto a los labios de la entalla y la carga aplicada:



$$C = \frac{u}{F} \quad (2.21)$$

donde  $u$  es el desplazamiento y  $F$  es la fuerza.

Monitorizando el desplazamiento y la carga en los ensayos cíclicos en control de carga, se obtiene el diagrama mostrado en la Fig 2.21. Se observa que la respuesta del material cambia según progresa el ensayo, aumentando la flexibilidad a medida que la fisura crece. Para la realización del ensayo se han aplicado varios escalones, lo cual consiste en aplicar sobre la probeta una serie de cargas cíclicas en bloques de amplitud decreciente. Para tener la curva de rigidez-profundidad de fisura de un alambre de acero (curva de calibración) es suficiente con hacer dos escalones de fatiga, en control de carga y con amplitud constante, para cada probeta, de modo que en el segundo escalón la fuerza máxima a aplicar sea aproximadamente la mitad que en el primero.

Después del proceso de fatiga, las probetas fisuradas con profundidades de fisura diferentes se ensayaron hasta rotura en tracción axial con velocidad de sollicitación constante de 3 mm/min en control de posición. Finalizado el ensayo, se procedía a observar la parte de la superficie de fractura correspondiente a la fatiga, tomando como criterio prioritario para la validación de los ensayos de calibración, la forma de la fisura, eliminando aquellas fisuras de forma irregular o con crecimiento por uno solo de sus extremos.

Las fisuras de fatiga obtenidas en este tipo de ensayos son de frente semielíptico con semieje menor  $a$  (profundidad de fisura) y semieje mayor  $b$  (Fig. 2.17). La profundidad de la fisura se determina por medición directa de la longitud  $a$  sobre la superficie de fractura. Sin embargo, para aquellos casos en que la forma de la fisura no es simétrica con respecto a la entalla mecánica inicial se ha definido la longitud de la fisura como la distancia entre el borde de la fisura y la superficie exterior del alambre según la dirección OM (Fig. 2.22).

Para la medida de la rigidez se utilizaron los registros carga-desplazamiento obtenidos en el ensayo de rotura. A partir de estas gráficas se determina el valor de la rigidez asociado al estado de fisuración de la probeta, calculando la pendiente de la fase elástica lineal del proceso de carga, que está biunívocamente relacionada con la profundidad de la fisura.



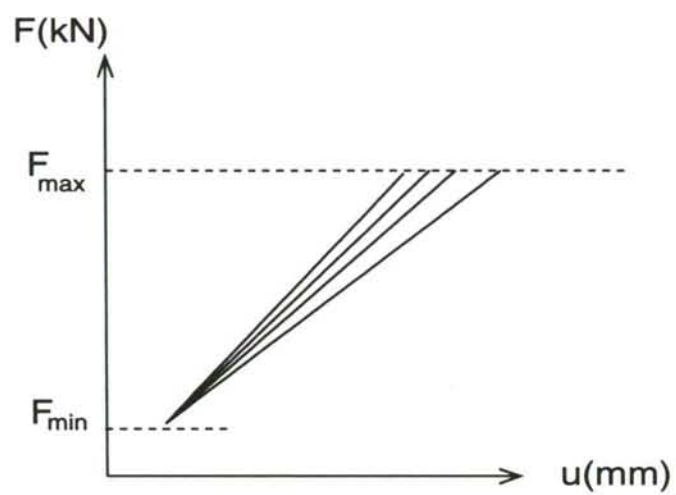


Fig. 2.21. Registro carga – desplazamiento.

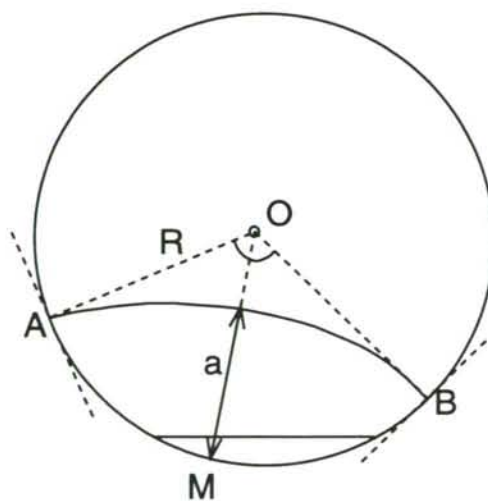


Fig. 2.22. Medida de  $a$  en fisuras asimétricas ( $M$  equidista de  $A$  y  $B$ ).

### 3.3.3. Crecimiento de fisuras por fatiga

El estudio del crecimiento de fisuras por fatiga consiste en conocer cómo se propaga la fisura en materiales sometidos a carga cíclica, evaluando la influencia del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones en la tasa de crecimiento de la fisura ( $da/dN$ ). Estos ensayos se han realizado sobre probetas entalladas mecánicamente con el fin de analizar la propagación en los distintos regímenes delimitados por  $\Delta K$ , obtener los parámetros  $C$  y  $m$  que modelizan la región II de la curva de Paris (Fig. 2.4 y ecuación 2.4), y analizar la influencia que el proceso de deformación en frío del trefilado tiene sobre dichos parámetros.

Los ensayos se han realizado en la máquina INSTRON dinámica descrita anteriormente, a una frecuencia de 10 Hz y colocando cada una de las cuchillas del extensómetro a la misma distancia de la entalla mecanizada. En el ensayo de fatiga al que se someten las probetas, las cargas mínimas y máximas aplicadas son de tracción y en todos los casos el valor del factor  $R$  ha estado comprendido entre 0.03 y 0.1.

El método consiste en someter una probeta de acero cilíndrica de longitud 30 cm, entallada mecánicamente, a un proceso de carga cíclica de fatiga en control de carga, disminuyendo progresivamente el intervalo de carga aplicado hasta alcanzar una profundidad de fisura en torno al 40% del diámetro del alambre. A partir del primer escalón de prefisuración, la muestra es sometida a un ensayo de múltiples escalones con amplitud decreciente, produciendo reducciones de carga entre un 30% y un 25% con respecto a las condiciones de carga previas. Según la fisura se aproxima al tamaño final deseado, este porcentaje se redujo hasta 15% (Fig. 2.23). Siguiendo este procedimiento, la gráfica  $da/dN$  frente a  $\Delta K$  es recorrida desde arriba hacia abajo, aunque en particular para cada escalón el sentido de recorrido es lógicamente el contrario.

Siendo uno de los objetivos en este punto el análisis del avance de la fisura en los distintos regímenes de propagación, interesa conseguir fisuras lo suficientemente grandes para abarcar una amplia zona de valores del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones, explorando así los extremos máximo y mínimo de propagación. Al mismo tiempo esta longitud está limitada por el intervalo de validez de la expresión de  $K$  utilizada.

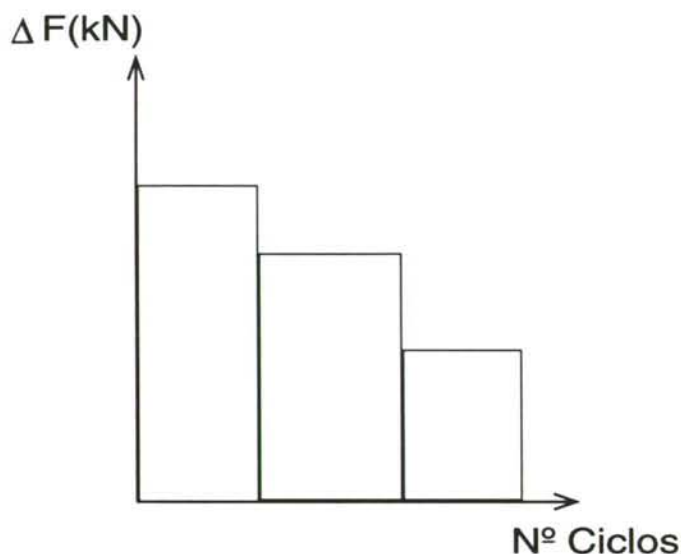


Fig. 2.23. Esquema de los escalones de fatiga en función del número de ciclos.

La tasa de crecimiento de la fisura ( $da/dN$ ) se obtiene a partir de la evaluación de  $\Delta a/\Delta N$ , entre dos momentos consecutivos  $t_i$  y  $t_{i+1}$  del proceso de fatiga dentro de un mismo escalón de carga (Fig. 2.24). Para realizar las medidas de  $a$  y  $N$  en un instante  $t_i$  es necesario detener el ensayo, registrando para ese momento el número de ciclos transcurridos, y para determinar la profundidad de la fisura, sin tener que recurrir a métodos destructivos, se ha utilizado el método descrito en el apartado anterior basado en la variación de la rigidez de la probeta al crecer la fisura. En cada ciclo de carga, se tomaron al menos 4 datos de la longitud de la fisura, de tal forma que el mínimo intervalo de  $\Delta a$  entre dos datos fue de 0.25 mm.

Como expresión del factor de intensidad de tensiones  $K_I$  —para la geometría y modo de sollicitación dados en la Fig. 2.17— se ha utilizado la solución aproximada obtenida por VALIENTE (1980), al considerar una expresión uniparamétrica de  $K_I$  función de la relación profundidad de la fisura diámetro del alambre:

$$K_I = M \sigma (\pi a)^{1/2} \quad (2.22)$$



$$M = \frac{[0.473 - 3.286\xi + 14.797\xi^2]^{1/2}}{[\xi - \xi^2]^{1/4}} \quad (2.23)$$

donde  $M$  es el factor de intensidad de tensiones adimensional,  $\sigma$  es la tensión remota (lejos de la fisura),  $a$  es la longitud de fisura y  $\xi$  el cociente entre la profundidad de fisura y el diámetro de la muestra ( $a/D$ ).

La tensión remota puede calcularse simplemente mediante la expresión:

$$\sigma = \frac{4F}{\pi D^2} \quad (2.24)$$

donde  $F$  es la carga axial aplicada y  $D$  el diámetro del alambre (Fig. 2.17).

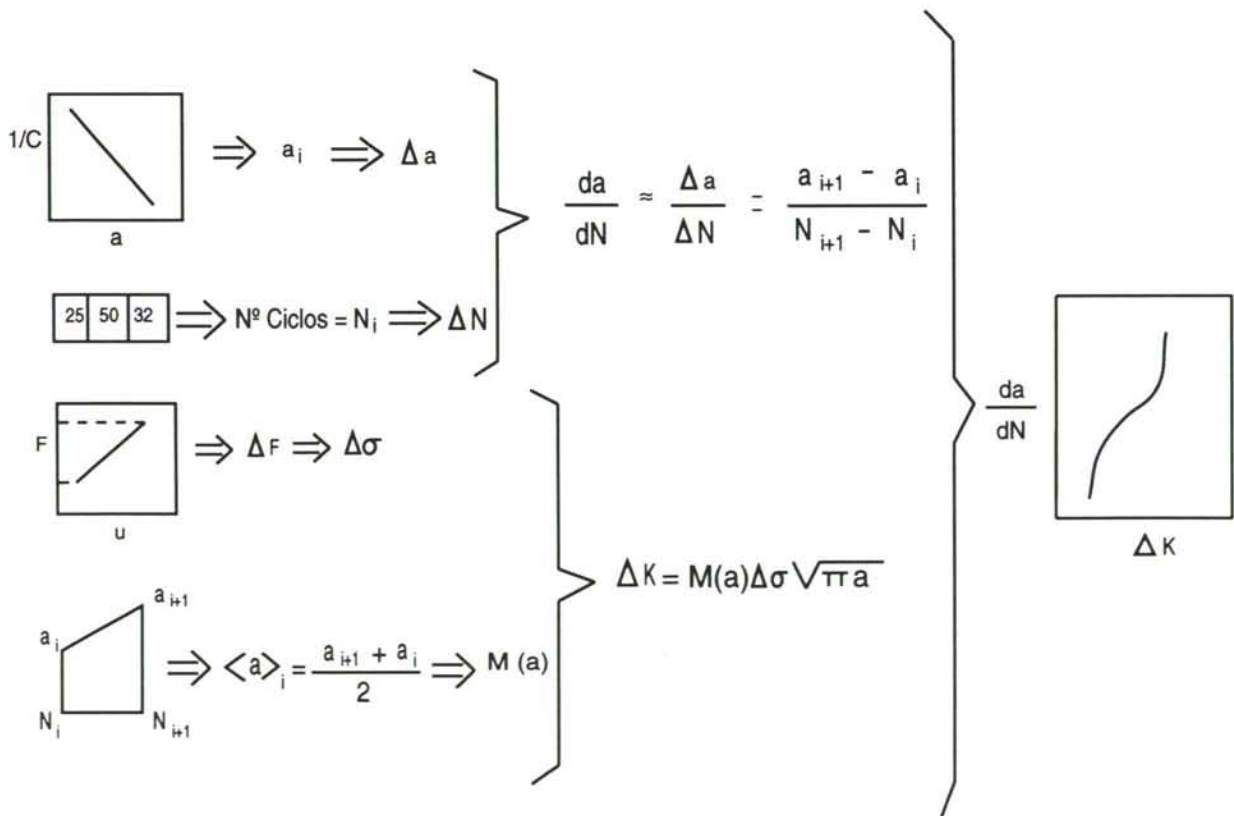


Fig. 2.24. Esquema del procedimiento seguido en la determinación de la curva  $da/dN - \Delta K$ .

## 4. RESULTADOS

### 4.1. Relación entre la rigidez y la profundidad de fisura

Uno de los objetivos marcados en este trabajo fue la obtención de la curvas de rigidez-profundidad de fisura asociada con cada uno de los alambres de acero que constituyen la familia A, y que representan los grados diferentes del proceso de trefilado que sufre el material hasta la obtención del acero de pretensado A6. Para la obtención de dichas curvas se tomaron al menos 3 muestras de cada uno de los aceros  $A_i$ .

Los ensayos de fatiga se han realizado a una frecuencia de 10 Hz, y aplicando al menos dos escalones de carga, el primero para producir una prefisura que eliminara los efectos de las tensiones introducidas por la entalla mecanizada y el resto de los escalones se hicieron para propagar la fisura hasta una profundidad  $a$ , en principio desconocida. Sin ningún otro tipo de información sobre el material, la única forma de conocer el tamaño de fisura alcanzado en el ensayo de fatiga, fue la de realizar un ensayo destructivo a tracción axial que permitiera la medida directa sobre la superficie de rotura de la fisura de fatiga. La carga máxima aplicada en el primer escalón fue de 50 kN y para el siguiente escalón lo normal fue imponer  $F_{\max} = 25$  kN, aunque en aquellos casos en que no se conseguía propagar la fisura al cabo de  $10^5$  ciclos, se impuso  $F_{\max} = 30$  kN.

Finalizado el ensayo, se procedía a observar la parte de la superficie de fractura correspondiente a la fatiga, descartando los aceros que presentaban una forma de fisura asimétrica o aquellos en los que los extremos de la fisura de fatiga aparecían anclados en la entalla. Las formas de fisura obtenidas en fatiga para los ensayos utilizados en la obtención de la curva de rigidez-profundidad de fisura, se muestran en el Anexo II, correspondientes a los aceros de la familia A.

En las tablas siguientes (2.6 hasta 2.8) se muestran los resultados obtenidos para la entalla mecanizada  $a_o$ , la fisura final  $a$  y la rigidez  $1/C$ , de cada muestra fisurada obtenida de los diferentes aceros  $A_i$ .

Tabla 2.6. Rigidez en los alambres de los aceros A0 y A1.

| A0     |               |           |                |
|--------|---------------|-----------|----------------|
| Ensayo | $a_0$<br>(mm) | a<br>(mm) | 1/C<br>(kN/mm) |
| A0.1   | 0.63          | 3.19      | 1451           |
| A0.5   | 0.95          | 3.54      | 1195           |
| A0.6   | 0.81          | 3.25      | 1246           |
| A0.7   | 0.77          | 3.59      | 1173           |
| A0.9   | 1.63          | 3.58      | 1122           |
| A0.12  | 0.53          | 2.70      | 1350           |
| A0.13  | 0.78          | 2.20      | 1480           |
| A0.14  | 0.70          | 4.80      | 244            |

| A1     |               |           |                |
|--------|---------------|-----------|----------------|
| Ensayo | $a_0$<br>(mm) | a<br>(mm) | 1/C<br>(kN/mm) |
| A1.1   | 1.04          | 2.52      | 971            |
| A1.2   | 0.57          | 2.38      | 1045           |
| A1.3   | 0.81          | 2.56      | 1015           |
| A1.6   | 0.83          | 2.91      | 965            |
| A1.9   | 0.64          | 3.06      | 845            |
| A1.10  | 0.71          | 3.30      | 714            |
| A1.11  | 0.76          | 3.01      | 882            |



Tabla 2.7. Rigidez en los alambres de los aceros A2, A3 y A4.

| A2     |               |           |                |
|--------|---------------|-----------|----------------|
| Ensayo | $a_0$<br>(mm) | a<br>(mm) | 1/C<br>(kN/mm) |
| A2.2   | 1.43          | 2.97      | 716            |
| A2.3   | 1.34          | 2.62      | 769            |
| A2.5   | 1.24          | 2.83      | 682            |
| A2.8   | 1.11          | 2.95      | 761            |
| A2.14  | 1.13          | 3.25      | 704            |

| A3     |               |           |                |
|--------|---------------|-----------|----------------|
| Ensayo | $a_0$<br>(mm) | a<br>(mm) | 1/C<br>(kN/mm) |
| A3.6   | 1.27          | 3.55      | 490            |
| A3.7   | 1.08          | 1.88      | 635            |
| A3.9   | 0.94          | 2.17      | 700            |

| A4     |               |           |                |
|--------|---------------|-----------|----------------|
| Ensayo | $a_0$<br>(mm) | a<br>(mm) | 1/C<br>(kN/mm) |
| A4.1   | 1.13          | 2.61      | 479            |
| A4.2   | 0.99          | 2.83      | 493            |
| A4.5   | 1.44          | 2.92      | 452            |
| A4.6   | 1.10          | 2.79      | 509            |

Tabla 2.8. Rigidez en los alambres de los aceros A5 y A6.

| A5     |               |           |                |
|--------|---------------|-----------|----------------|
| Ensayo | $a_0$<br>(mm) | a<br>(mm) | 1/C<br>(kN/mm) |
| A5.2   | 1.02          | 2.64      | 390            |
| A5.4   | 0.84          | 2.21      | 468            |
| A5.6   | 1.05          | 2.71      | 343            |
| A5.7   | 0.84          | 2.28      | 466            |

| A6     |               |           |                |
|--------|---------------|-----------|----------------|
| Ensayo | $a_0$<br>(mm) | a<br>(mm) | 1/C<br>(kN/mm) |
| A6.1   | 0.83          | 1.84      | 533            |
| A6.3   | 0.87          | 2.80      | 397            |
| A6.9   | 0.98          | 2.81      | 329            |
| A6.12  | 0.83          | 1.93      | 477            |
| A6.13  | 0.80          | 2.12      | 460            |
| A6.15  | 0.79          | 2.63      | 374            |

A partir de las medidas de rigidez obtenidas para cada uno de los aceros  $A_i$  presentadas en el Anexo III es posible representar una sólo gráfica de carácter adimensional, eligiendo como parámetro de ordenada  $1/(CED)$  y de abcisas  $a/D$  (Fig. 2.25). En el Anexo III se ha representado para cada alambre las curvas rigidez-profundidad de fisura individuales, obtenidas por el ajuste de los resultados experimentales, junto con la curva promedio de todos los aceros.

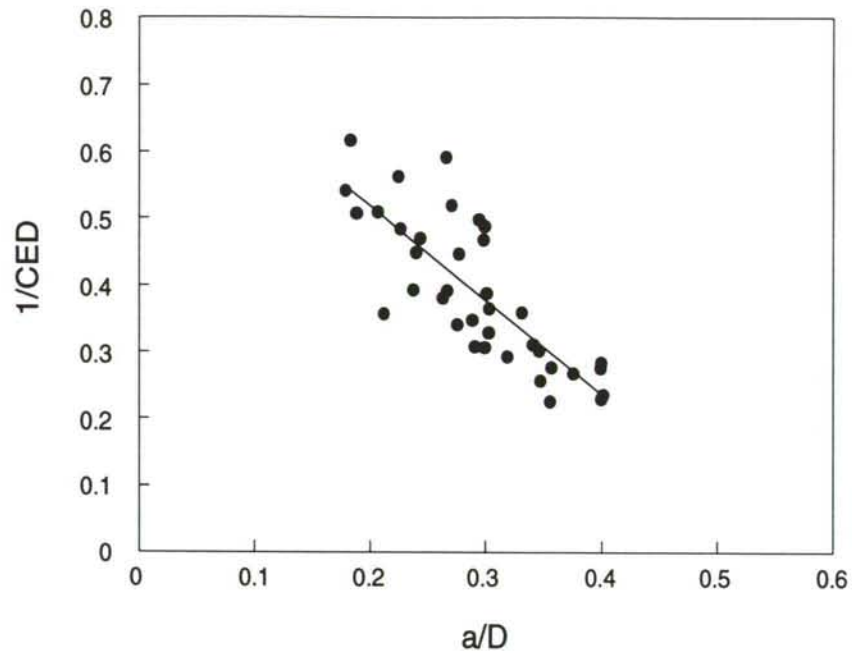


Fig. 2.25. Curva de rigidez adimensional de los aceros de la familia A.

La recta de ajuste de los puntos experimentales es:

$$\frac{1}{CED} = 0.80 - 1.41\xi \quad (2.25)$$

donde C es la flexibilidad, E es el módulo de elasticidad, D es el diámetro de la muestra y  $\xi$  es el cociente entre la longitud de la fisura y el diámetro de la muestra ( $a/D$ ).

#### 4.2. Tasa de crecimiento de fisuras por fatiga. Influencia del grado de trefilado

En estos ensayos se pretende poner de manifiesto la evolución del crecimiento de fisuras por fatiga para aceros con distinto grado de trefilado, mediante la obtención de la curva  $da/dN$  frente a  $\Delta K$ , en donde se refleja la dependencia de la tasa de crecimiento de la fisura con el campo tenso-deformacional en el frente de la fisura.



Para la realización de los ensayos de propagación de fisuras por fatiga se han utilizado los ocho aceros de la familia B, correspondientes cada uno de ellos a un grado distinto de trefilado. Estos aceros presentan una composición similar a los de la familia A (Tabla 2.1 y 2.2), con módulo elástico  $E = 200$  GPa, por lo tanto la respuesta elástica será equivalente a la familia A y por extensión se ha utilizado la misma curva de rigidez-profundidad de fisura (Fig. 2.25). Antes de iniciar un ensayo lo normal ha sido elaborar un plan de fatiga, estimando para cada intervalo de carga, la longitud de fisura que se desea alcanzar para reducir progresivamente el valor de  $\Delta K$ . Aunque esta magnitud varía dentro de cada escalón de carga (por la variación de la longitud de la fisura), para estimar la amplitud del factor de intensidad de tensiones se toma solamente la longitud final de fisura en dicho escalón de carga.

Debido a la presencia de la entalla inicial y los valores elevados de  $\Delta K$  con los que se inicia la fatiga, la fisura en los primeros instantes se propaga muy rápidamente, lo que corresponde a la región III de la curva de crecimiento de la fisura. En este rápido crecimiento también influyen las condiciones de plasticidad local que existen en las proximidades de la entalla. Traspasada esta región la fisura continúa propagándose en el campo de tensiones elástico de la entalla y por último en el campo de tensiones del resto del material.

En la Tabla 2.9, se presenta un resumen de las datos más importantes de cada ensayo. Las longitudes de las entallas mecanizadas fueron entre (0.85 - 0.90) mm. Aunque lo deseable hubiera sido conseguir que las entallas para todos los aceros mantuvieran la misma relación  $a_0/D$ , esto no fue posible debido a que el método de mecanizado que se utilizó no tenía gran precisión. Las relaciones entre longitud de fisura y diámetro del alambre se mantuvieron dentro del intervalo (0.07 y 0.12).

En los planes de fatiga realizados previamente a los ensayos se estimó un mínimo de cinco escalones para conseguir longitudes de fisuras que satisficieran la relación  $a/D < 0.4$  y que permitieran al mismo tiempo llegar a los valores más bajos de  $\Delta K$ , para explorar la región de crecimiento más lento de fisura y llegar a alcanzar el umbral de propagación  $\Delta K_{th}$ . Según se observa en la Tabla 2.9, el intervalo de valores de  $\Delta K$  mínimos con los que se fisuró fue de (10 - 14)  $MPa\sqrt{m}^{1/2}$ , y los valores de  $a/D$  se mantuvieron dentro del intervalo aceptado para la estimación de  $\Delta K$ . En todos los ensayos se mantuvo el suficiente control del proceso de avance de la fisura como para evitar la rotura precipitada de la muestra. De esta forma, finalizado el

ensayo de fatiga se procedió a romper las probetas en un ensayo de tracción axial, determinando para cada caso el valor de la carga en rotura  $F_Q$  (Tabla 2.10).

Para conocer las condiciones últimas en las que se ha propagado la fisura para cada uno de los ensayos realizados con los aceros de la familia B, se ha calculado el factor de intensidad de tensiones crítico  $K_Q$  a partir de los valores de  $F_Q$  y de la longitud de fisura al final de la propagación por fatiga (según se indica en el capítulo de crecimiento crítico de fisuras). A partir de estos datos se han obtenido los cocientes  $K_{\max}/K_Q$  (Tabla 2.10), que indican el último valor de  $K_{\max}$  en tanto por ciento con respecto a  $K_Q$ . Según se observa en esta tabla los valores finales de la amplitud del factor de intensidad de tensiones con los que se ha fisurado en el último escalón han estado entre un 20% y un 13% del valor crítico del factor de intensidad de tensiones.

Los resultados experimentales relativos a la medida de propagación de fisuras por fatiga, en los aceros de la familia B, se muestran en las siguientes gráficas numeradas desde la Fig. 2.26 hasta la Fig. 2.33.

Tabla 2.9. Condiciones de los ensayos de propagación de fisuras por fatiga.

| Ensayo | $a_0$<br>(mm) | $\Delta K$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |    |    |    |    |    |    |    | $a/D$<br>(%) |
|--------|---------------|---------------------------------------|----|----|----|----|----|----|----|--------------|
|        |               | 1                                     | 2  | 3  | 4  | 5  | 6  | 7  | 8  |              |
|        |               |                                       |    |    |    |    |    |    |    |              |
| B0.1   | 0.90          | 25                                    | 23 | 18 | 15 | 14 |    |    |    | 31.2         |
| B1.1   | 0.87          | 24                                    | 20 | 18 | 14 | 13 | 12 | 10 |    | 29.1         |
| B2.1   | 0.70          | 29                                    | 26 | 20 | 19 | 16 | 15 | 14 | 10 | 31.5         |
| B3.1   | 1.00          | 42                                    | 41 | 35 | 27 | 18 | 12 |    |    | 34.2         |
| B4.1   | 1.06          | 44                                    | 41 | 34 | 22 | 14 |    |    |    | 33.7         |
| B5.1   | 0.96          | 41                                    | 35 | 24 | 18 | 17 | 15 | 14 |    | 36.4         |
| B6.1   | 0.87          | 46                                    | 30 | 24 | 21 | 16 | 12 |    |    | 35.8         |
| B7.1   | 0.85          | 43                                    | 28 | 22 | 18 | 16 | 14 |    |    | 34.6         |

Tabla 2.10. Parámetros representativos de cada ensayo.

| Acero | $F_Q$ | $K_Q$                   | $K_{\max}/K_Q$ |
|-------|-------|-------------------------|----------------|
|       | (kN)  | (MPa m <sup>1/2</sup> ) | (%)            |
| B0.1  | 49.4  | 64.5                    | 22             |
| B1.1  | 55.4  | 73.7                    | 14             |
| B2.1  | 48.8  | 74.6                    | 13             |
| B3.1  | 43.2  | 87.4                    | 14             |
| B4.1  | 46.2  | 105.8                   | 13             |
| B5.1  | 39.5  | 110.0                   | 12             |
| B6.1  | 43.6  | 125.4                   | 10             |
| B7.1  | 44.2  | 121.2                   | 12             |



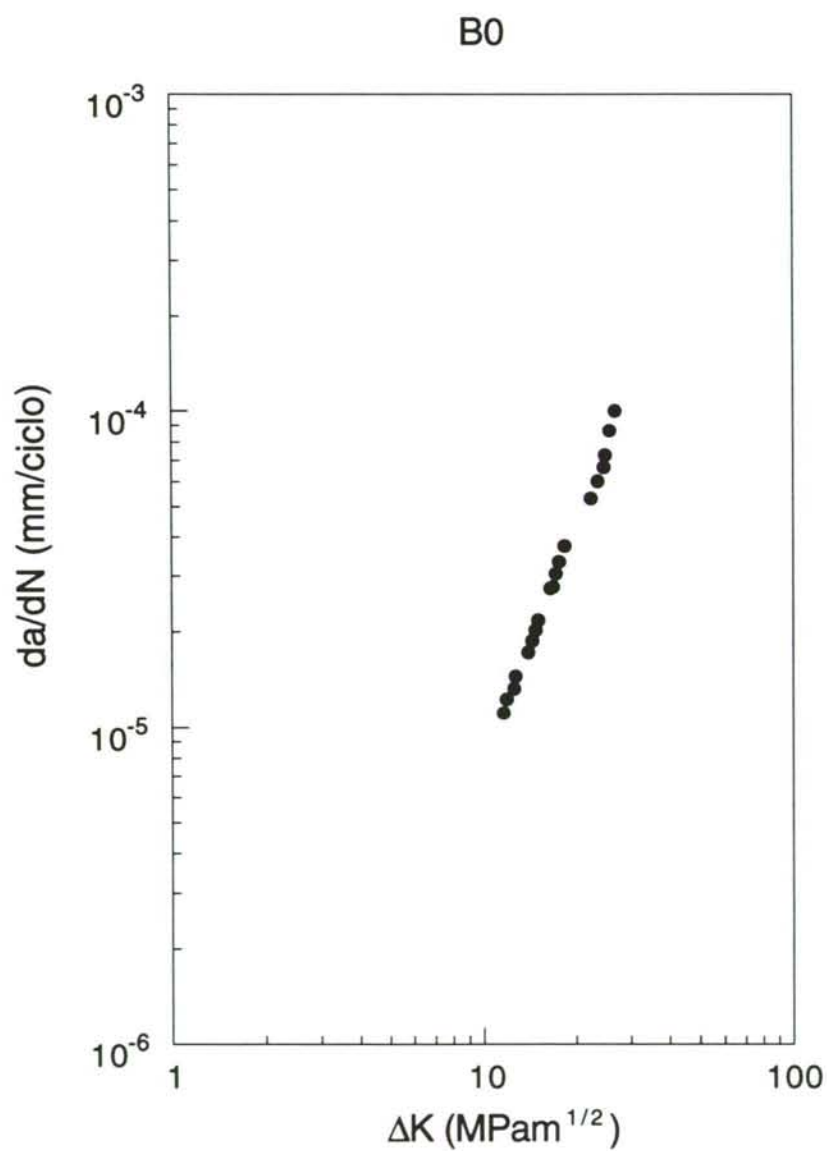


Fig. 2.26. Curva  $da/dN$ - $\Delta K$  del acero B0.

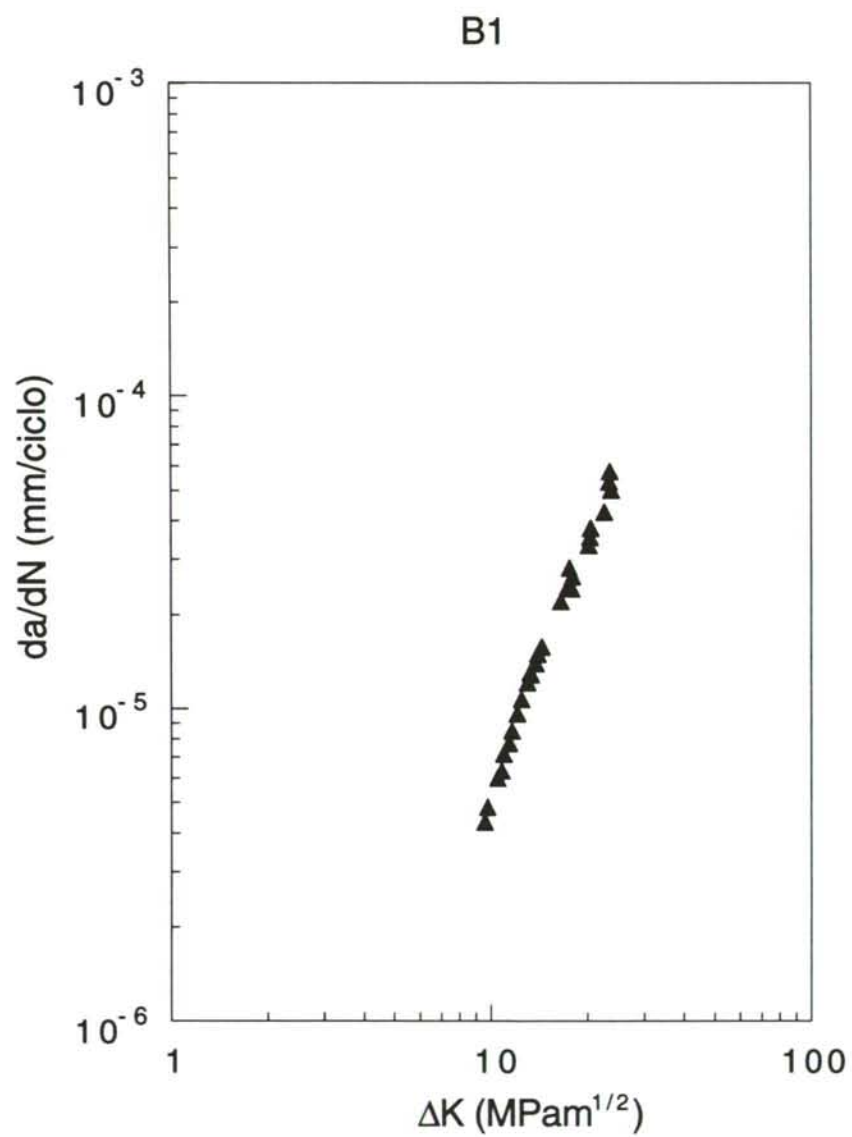


Fig. 2.27. Curva  $da/dN$ - $\Delta K$  del acero B1.

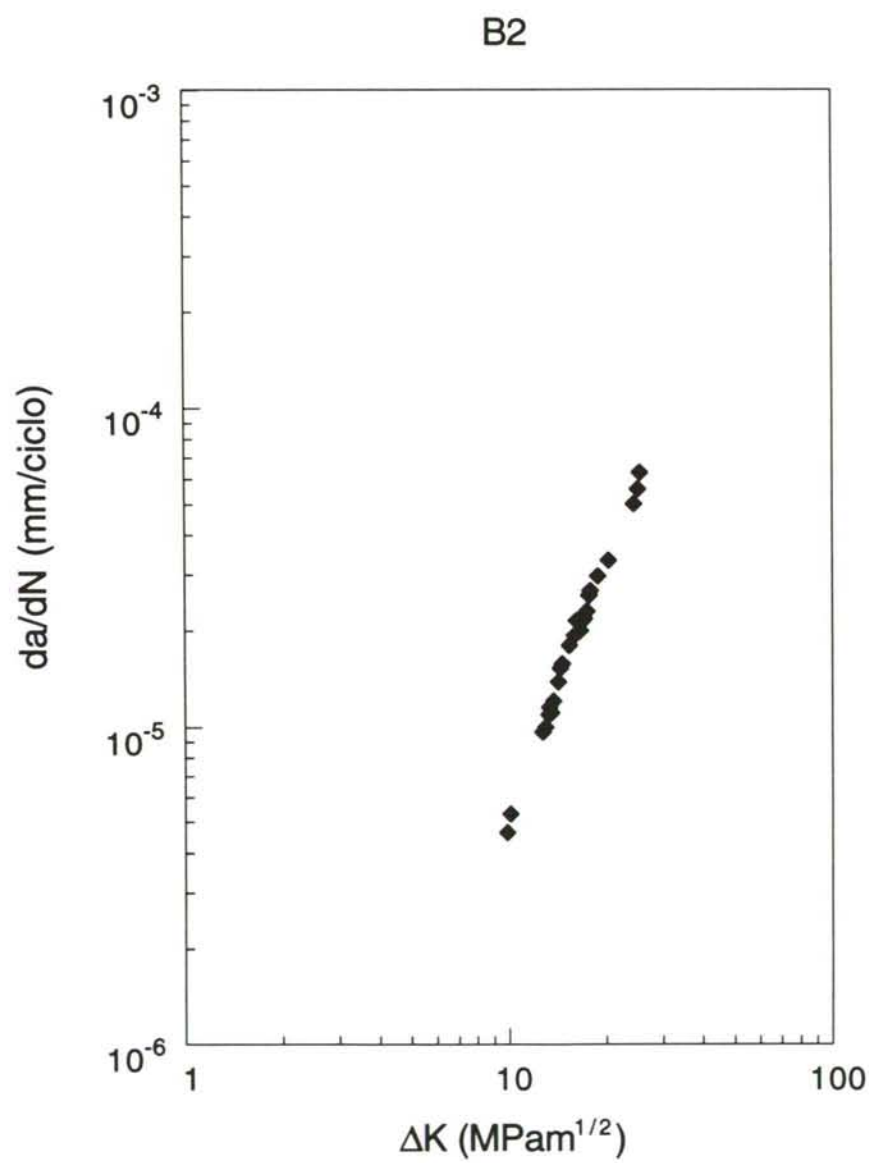


Fig. 2.28. Curva  $da/dN$ - $\Delta K$  del acero B2.



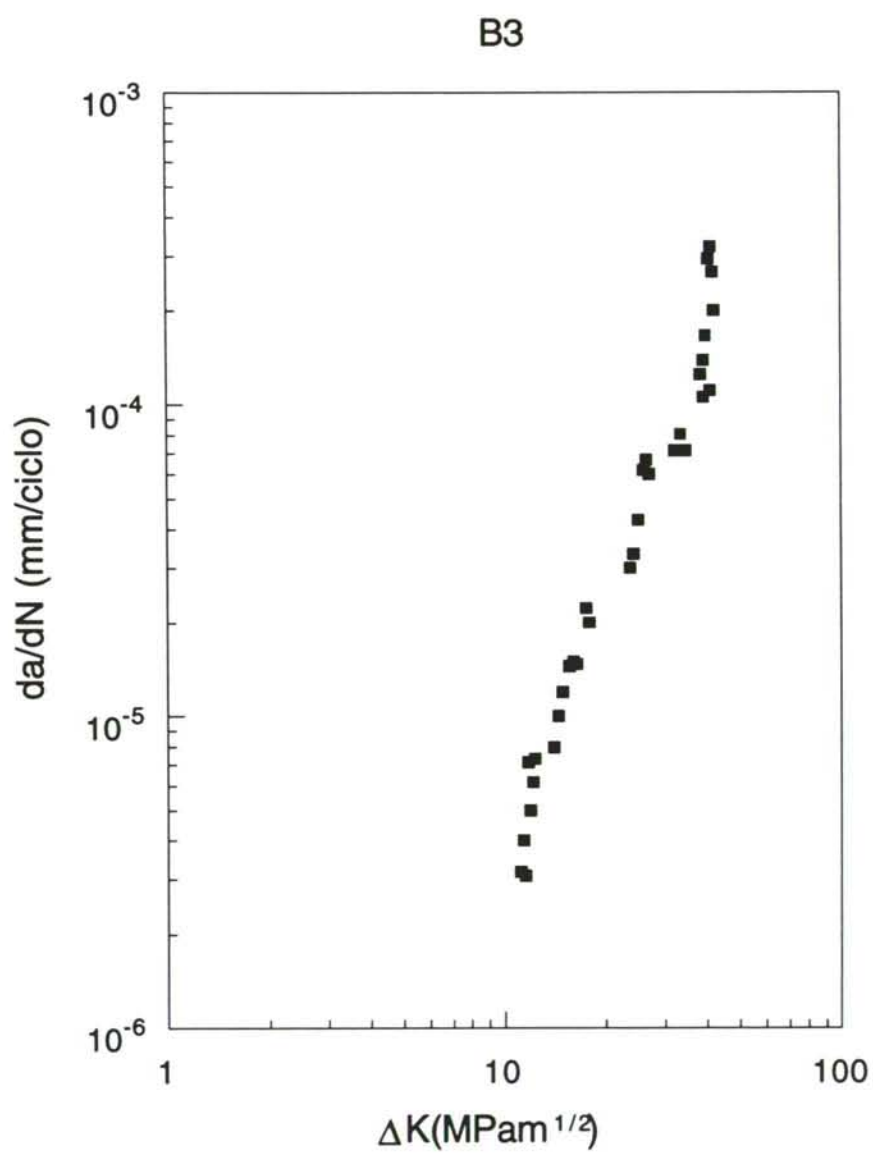


Fig. 2.29. Curva  $da/dN$ - $\Delta K$  del acero B3.

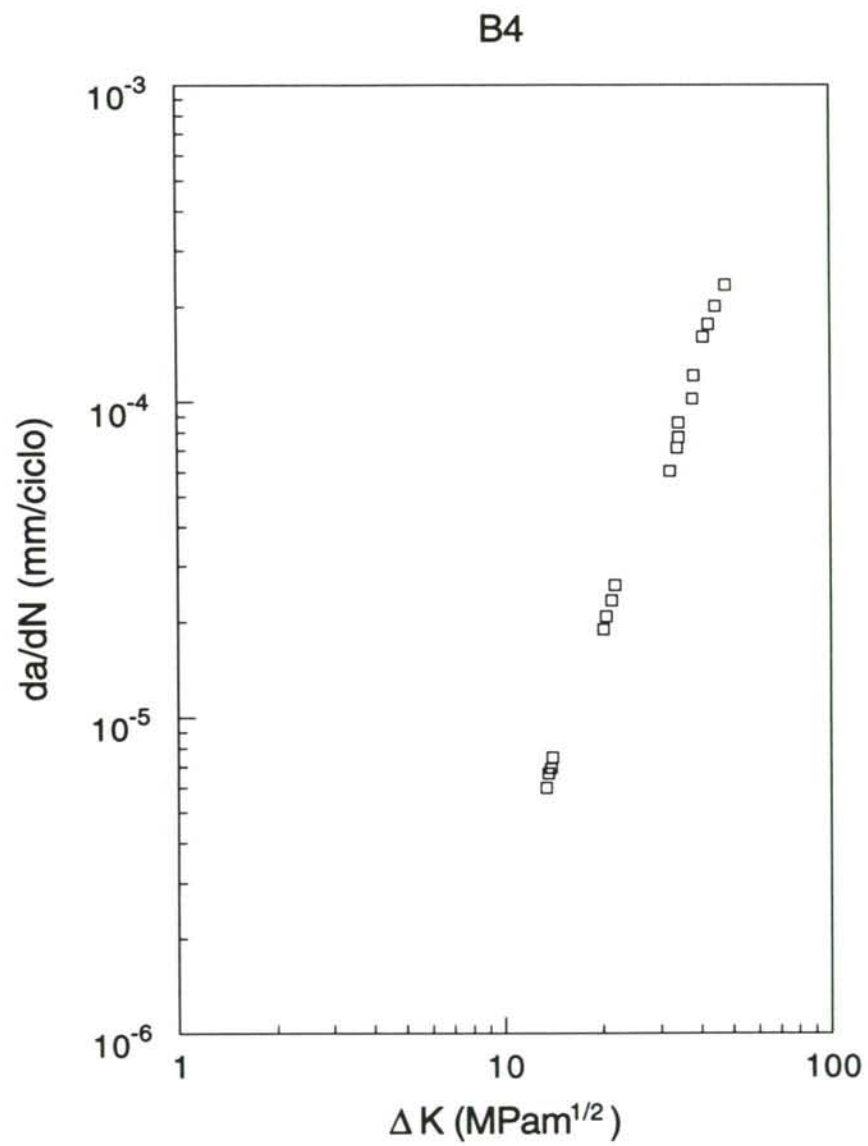


Fig. 2.30. Curva da/dN- $\Delta K$  del acero B4.

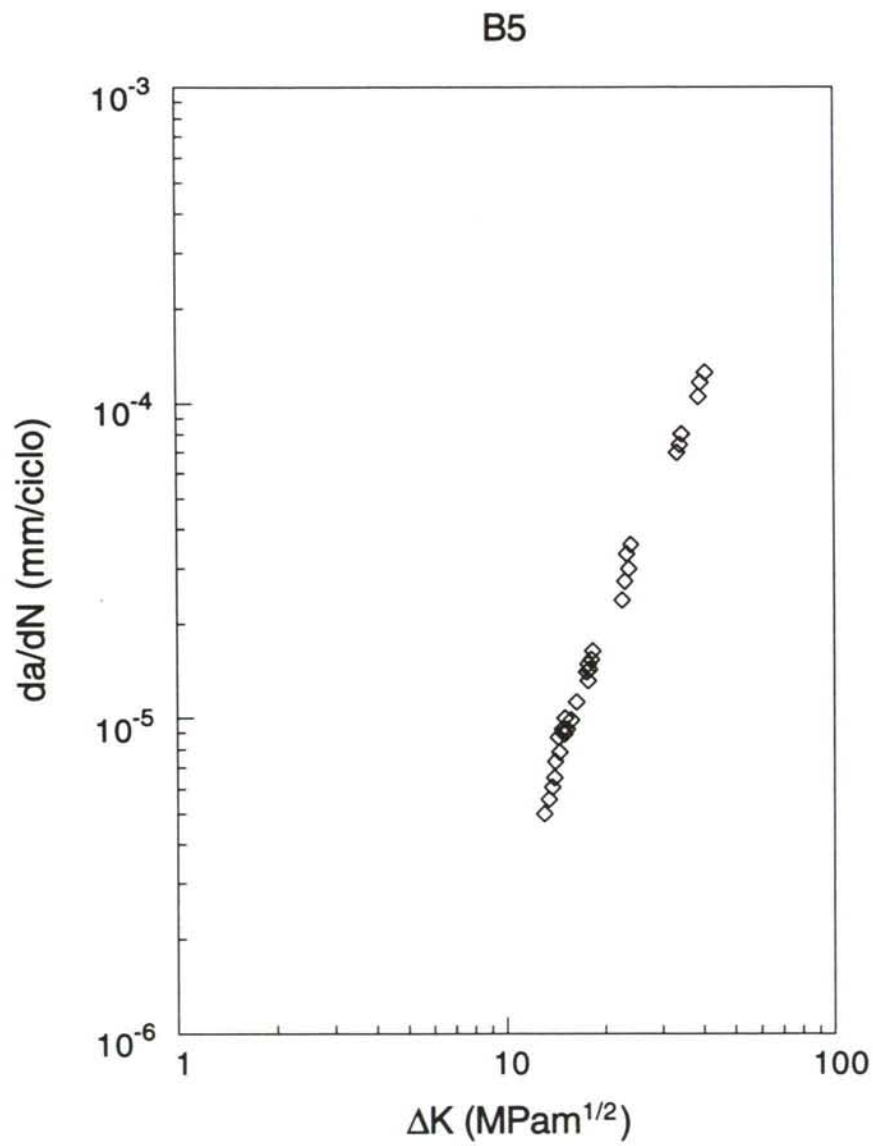


Fig. 2.31. Curva  $da/dN$ - $\Delta K$  del acero B5.



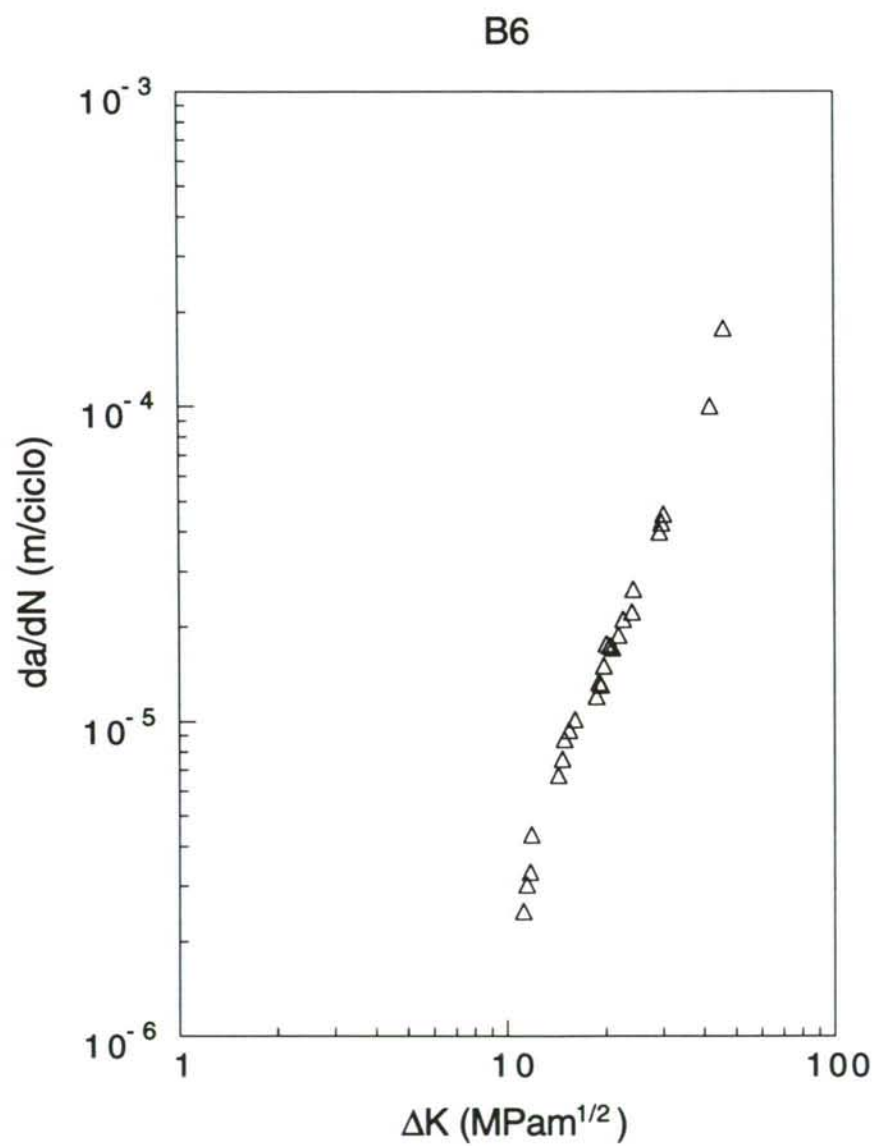


Fig. 2.32. Curva  $da/dN$ - $\Delta K$  del acero B6.

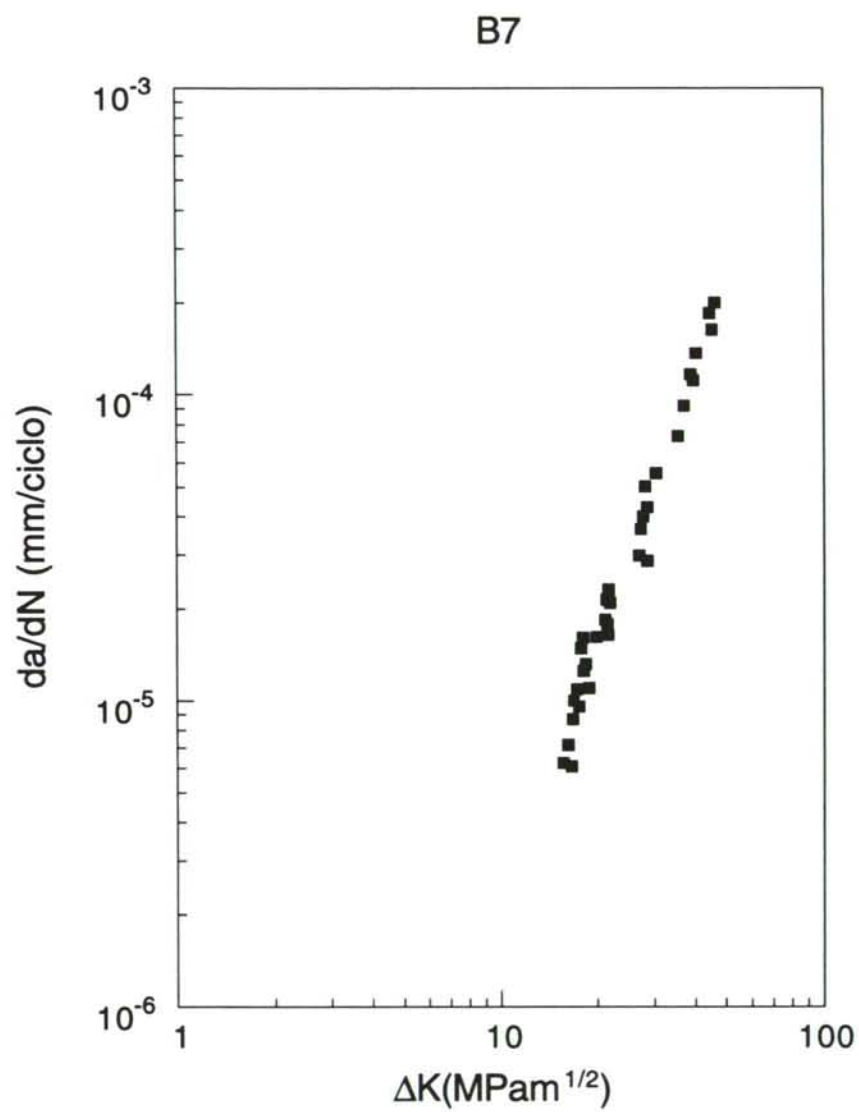


Fig. 2.33. Curva  $da/dN$ - $\Delta K$  del acero B7.

Siendo uno de los objetivos de los ensayos abarcar el mayor intervalo de la curva de crecimiento de la fisura en función de  $\Delta K$ , en la mayoría de los aceros ensayados tan sólo ha sido posible obtener datos dentro la región II de esta curva. En general, los ensayos dentro de la región I han estado limitados por la restricción impuesta a priori de no fisurar más de un 40% del diámetro del alambre por lo que se dieron por finalizados los ensayos una vez alcanzada esta longitud. Sin embargo, según se observa en la Tabla 2.9, las longitudes finales alcanzadas estuvieron siempre muy por debajo de este valor, debido al error en la medida de  $a$  introducido por la precisión del método utilizado.

En cuanto a la región III, la escasez de datos se debe únicamente al carácter intrínseco de esta región que se caracteriza por el rápido crecimiento de la fisura hasta producir la rotura precipitada de la probeta. Manteniendo el ensayo siempre dentro de los márgenes de seguridad para evitar esta catástrofe repentina del acero, el tiempo que se mantuvieron los primeros escalones de fisuración fue relativamente corto. En consecuencia, tal y como se observa para los aceros B0, B1 y B2, los valores de  $\Delta K$  no fueron lo elevados que hubiera sido deseable. También hay que tener en cuenta que no se conocían de antemano los valores de la tenacidad de fractura, y no era posible estimar el tanto por ciento del valor que  $\Delta K$  representaba con respecto a  $K_Q$ . Para los siguientes aceros, aún desconociendo el valor de  $K_Q$ , se fisuró con valores de  $\Delta K$  bastante más altos de lo que habían sido los ensayos con los primeros aceros. Esta decisión fue tomada a partir de los resultados obtenidos para la tenacidad en el acero A en el que se observa como la tenacidad de fractura aumenta notablemente con el grado de trefilado. Por este motivo los ensayos B3 hasta B6 se realizaron con  $\Delta K$  entre 43 y 48 MPam<sup>1/2</sup>.

Para la estimación de los coeficientes  $C$  y  $m$  de la ley de Paris que modelizan el tramo recto de la gráfica  $da/dN$  frente a  $\Delta K$ , es necesario conocer a priori cuales son los límites de este tramo lineal intermedio, en particular en los aceros para los que existen datos que no corresponden únicamente a la región II. Estos datos, según se comentó anteriormente, se ajustan por ecuaciones diferentes a la de la ley de Paris, al ser el mecanismo que gobierna la propagación de la fisura completamente diferente. La manera de proceder en estos casos para el cálculo de los parámetros de la ley de Paris, consiste en tomar distintos intervalos de puntos para ser ajustados por una recta. De todos los intervalos elegidos para un acero dado, sólo se consideró aquel que era ajustado por la recta que presentaba un coeficiente de regresión  $r$  superior a 0.99.



Este método permitió al mismo tiempo establecer los límites superior e inferior de las regiones I y III. Según estos datos las regiones de propagación de fisuras gobernadas por distintos mecanismos estarían establecidas de la forma:

|             |                                     |
|-------------|-------------------------------------|
| Región I:   | $(K_{th} - 10) \text{ MPa m}^{1/2}$ |
| Región II:  | $(10 - 40) \text{ MPa m}^{1/2}$     |
| Región III: | $(40 - K_Q) \text{ MPa m}^{1/2}$    |

Una vez delimitada la zona correspondiente a la región II, se han representado estos puntos en una gráfica tomando de coordenadas los logaritmos neperianos de  $da/dN$  y de  $\Delta K$ . El ajuste lineal de los valores es una recta cuya pendiente dará el valor del coeficiente  $m$  y cuya ordenada en el origen dará el coeficiente  $C$  de la ecuación (2.4):

$$da/dN = C\Delta K^m \Rightarrow \ln(da/dN) = m \ln(\Delta K) + H \quad (2.26)$$

$$C = e^H \quad (2.27)$$

donde  $H$  es la ordenada en el origen de la recta de ajuste.

Los resultados obtenidos experimentalmente para  $C$  y  $m$  se muestran en la Tabla 2.11 y en la Fig. 2.34. En la Fig. 2.35 se muestra la evolución de las curvas de Paris según progresa el trefilado, observando que la tendencia es a desplazarse las gráficas hacia la derecha y hacia abajo. El cálculo de la pendiente de la curva  $da/dN$ - $\Delta K$  para valores intermedios de  $\Delta K$ , (parámetro  $m$ ) —indicativo de la tasa de crecimiento de la fisura y por tanto de la resistencia a la propagación de grietas por fatiga (HERTZBERG, 1989)—, ha puesto de manifiesto que según progresa el trefilado los valores de  $m$  se mantienen cuasi-constantes en un intervalo entre 2.48 y 2.70. Es decir, los valores de  $m$  en la ley de Paris (2.26) no dependen del grado de trefilado y por lo tanto la propagación estable de las fisuras por fatiga es insensible tanto al nivel de anisotropía del material como a la variación del tamaño de la unidad microestructural (colonia de perlita o espaciado interlaminar, en su caso) a medida que el trefilado es más intenso.

En cuanto al coeficiente  $C$ , indicativo de la ordenada en el origen de la curva de Paris, se observa una fuerte dependencia con la microestructura que se pone de manifiesto por la rápida disminución de los valores de  $C$  según progresa el trefilado. Esto indica que dado un mismo estado tensional en el extremo de la fisura ( $\Delta K$ ), para dos aceros de la misma familia y con grado de trefilado progresivo, la tasa de crecimiento estable de la fisura por fatiga (en la región II) será menor en un estadio de trefilado mayor. En consecuencia se puede decir que con el proceso de trefilado mejora el comportamiento en fatiga del material, disminuyendo la velocidad de propagación de las fisuras, y aumentando la vida útil de la estructura.

Teniendo en cuenta que las tasas de crecimiento de la fisura en la región I son muy pequeñas, y gráficamente esta región se aproxima a una recta casi vertical en el diagrama  $da/dN$ - $\Delta K$  a partir de la transición de la región II a la región I, es de esperar que la tendencia en los umbrales de propagación esté marcada por la ordenada en el origen de la ley de Paris en la región II. Por lo tanto, a pesar de no haber podido conseguir propagaciones de la fisura en la región I para evaluar los umbrales de propagación ( $\Delta K_{th}$ ), según lo comentado más arriba, se puede deducir que se produciría un aumento de  $\Delta K_{th}$  a medida que progresa el trefilado, con el consiguiente aumento de la resistencia a la fisuración.

Tabla 2.11. Coeficientes de la ley de Paris para la familia de aceros B.

| Ensayo | $C$<br>(S.I.)          | $m$  |
|--------|------------------------|------|
| B0.1   | $2.51 \times 10^{-11}$ | 2.48 |
| B1.1   | $1.28 \times 10^{-11}$ | 2.64 |
| B2.1   | $1.19 \times 10^{-11}$ | 2.64 |
| B3.1   | $1.07 \times 10^{-11}$ | 2.57 |
| B4.1   | $0.61 \times 10^{-11}$ | 2.68 |
| B5.1   | $0.57 \times 10^{-11}$ | 2.70 |
| B6.1   | $0.51 \times 10^{-11}$ | 2.65 |
| B7.1   | $0.39 \times 10^{-11}$ | 2.70 |

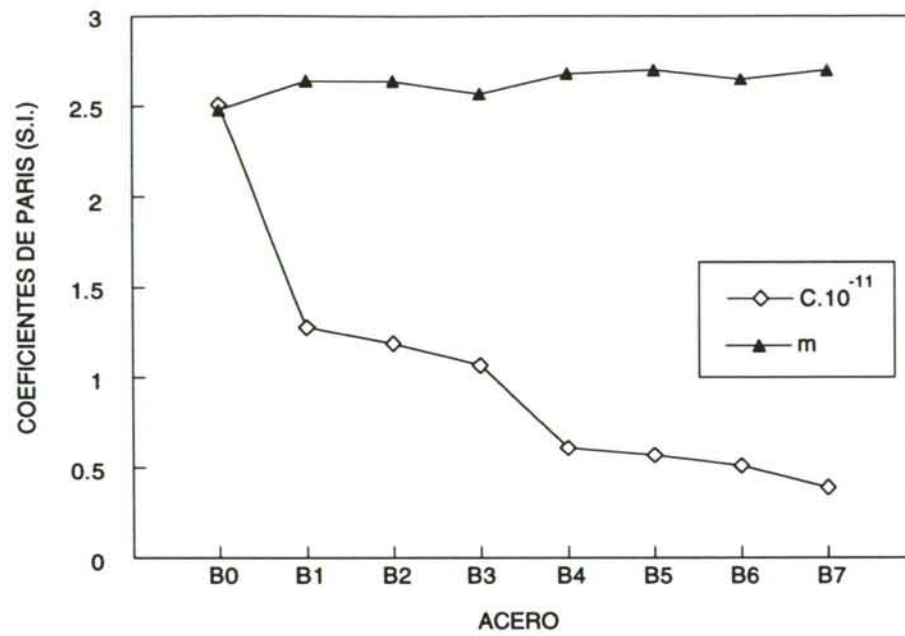


Fig. 2.34. Evolución de los coeficientes de la ley de Paris con el trefilado.

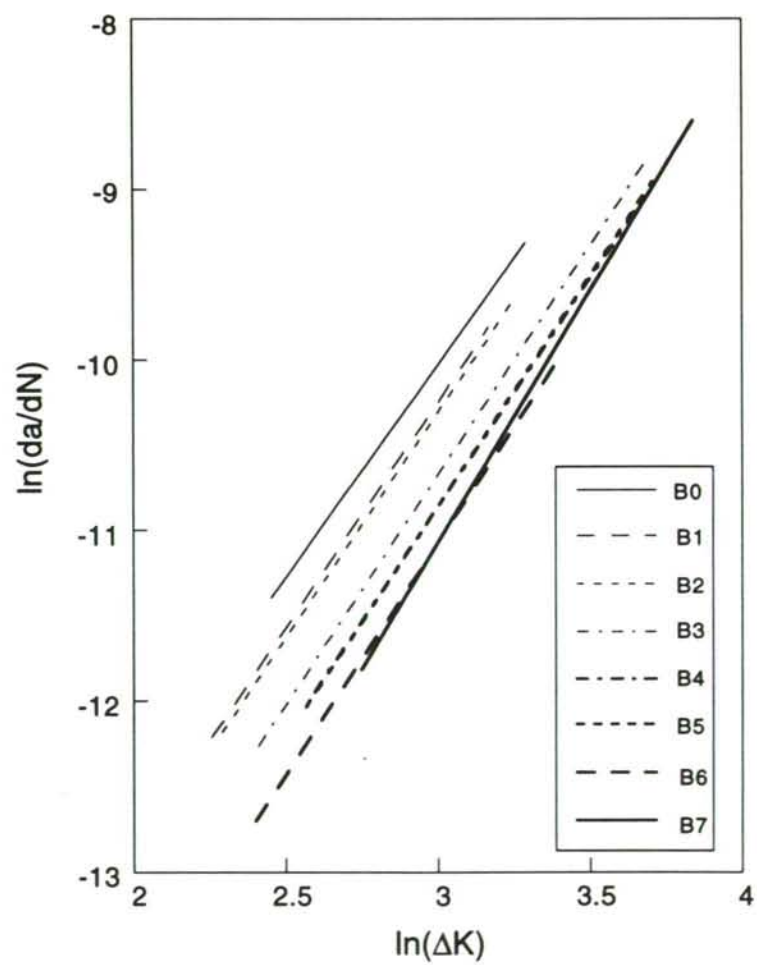


Fig. 2.35. Evolución de las curvas  $da/dN$ - $\Delta K$  con el trefilado en representación bilogarítmica.



### 4.3. Aspectos microscópicos del crecimiento de fisuras por fatiga

Un resultado importante obtenido en el estudio de la propagación de fisuras por fatiga es que en todos los casos, con independencia de la anisotropía de origen microestructural producida por el trefilado, la fisura se propaga en modo I, esto es, en un plano normal al de la tensión aplicada.

Lo más típico de las superficies de fatiga y observable a simple vista son las “marcas de playa” (SHUTER y GEARY, 1995). Estas marcas se pueden definir como trazos de forma semielíptica y perpendiculares a la dirección de avance local de la fisura (Fig. 2.36) y aparecen únicamente en el momento en que se produce la detención del ensayo cíclico, al disminuir el escalón de carga aplicado en el proceso de fatiga. Por lo tanto, proporcionan una información adicional sobre la evolución de la forma de la fisura de fatiga durante el ensayo. Este tipo de marcas no aparecen, sin embargo, dentro de un mismo intervalo de carga aplicado.

A continuación se presenta el estudio fractográfico, realizado mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) sobre las superficies de fatiga del acero B, mostrando las diferentes topografías en función del grado de trefilado del acero y del régimen de valores de  $\Delta K$  con que ha sido fatigado. Se analizaron las tres regiones I, II, y III, (ver Fig. 2.4) de acuerdo con los resultados presentados en el apartado anterior. Según el procedimiento utilizado para fisurar el material, la curva  $da/dN-\Delta K$  se recorrió en sentido descendente, es decir se comenzó con los valores más altos de  $\Delta K$ , por lo que las tres regiones de la Fig. 2.4 (en el caso de existir) se distribuirán sobre la superficie fisurada de la forma indicada en la Fig. 2.37.

Las micrografías han sido tomadas con su lado vertical en la dirección de avance de la fisura (que se propaga en sentido ascendente), según se indica en la Fig. 2.38. En las siguientes figuras (desde la Fig. 2.39 hasta la Fig. 2.54) se muestran las superficies de fatiga para los aceros de la familia B, indicando en cada imagen la relación entre el intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones con el que se ha fatigado y la tenacidad de fractura  $K_Q$  del acero en cuestión (evaluado a partir de la carga en rotura y la longitud final de la fisura de fatiga). Para facilitar la comprensión de estas imágenes se ha presentado de izquierda a derecha y para un mismo estadio de trefilado  $B_i$  el primer y último escalón del ensayo de fatiga y de arriba hacia abajo se muestran los aceros según progresa el trefilado.

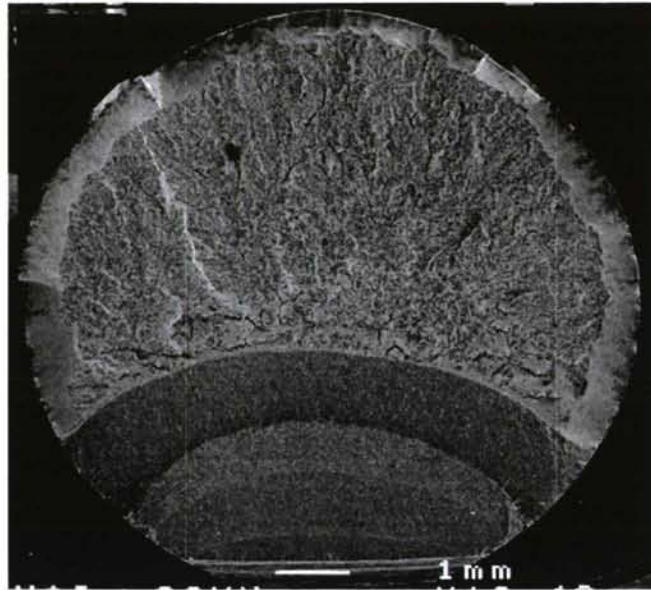


Fig. 2.36. Aspecto de la superficie de fatiga con varios escalones de carga.

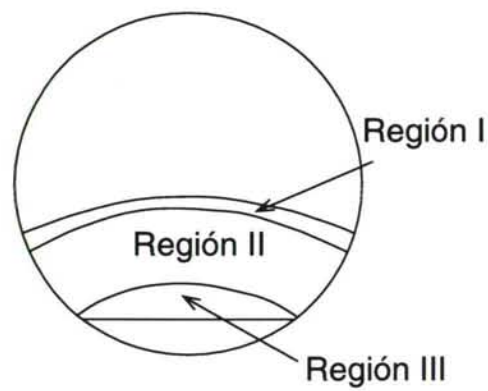


Fig. 2.37. Distribución de los regímenes de fatiga sobre la superficie del acero.

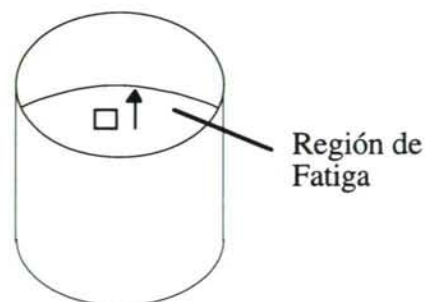


Fig. 2.38. Esquema de orientación de las micrografías asociadas con la propagación de fisuras por fatiga (propagación en sentido vertical ascendente).

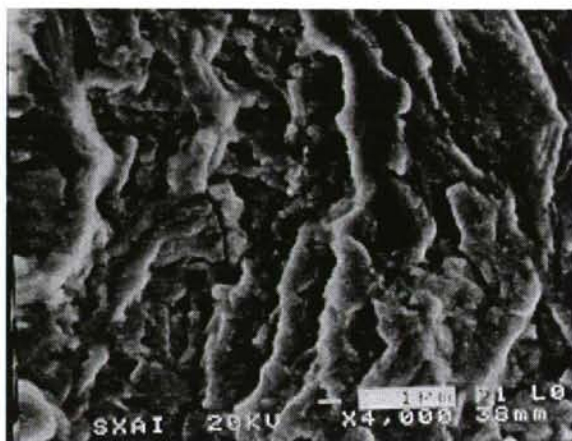


Fig. 2.39. Acero B0.  $\Delta K/K_0 = 0.38$

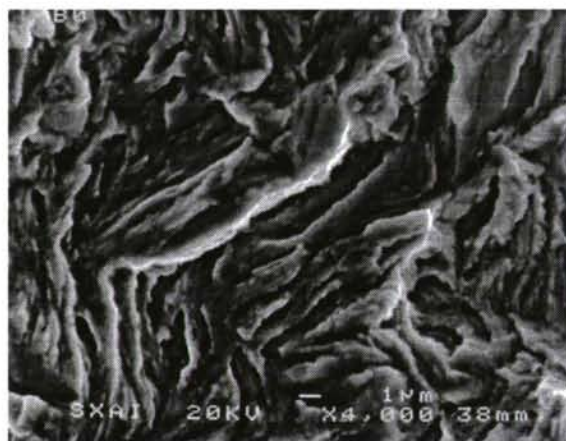


Fig. 2.40. Acero B0.  $\Delta K/K_0 = 0.20$

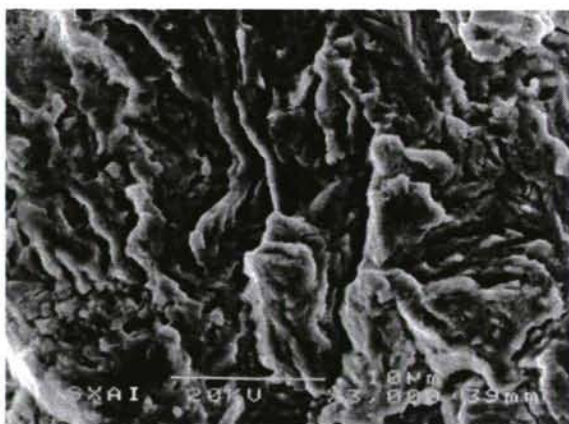


Fig. 2.41. Acero B1.  $\Delta K/K_0 = 0.32$

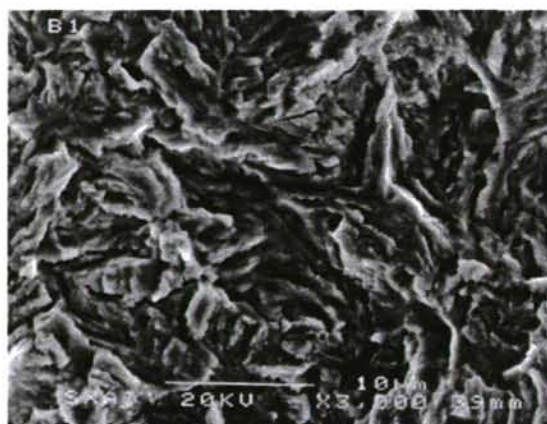


Fig. 2.42. Acero B1.  $\Delta K/K_0 = 0.14$



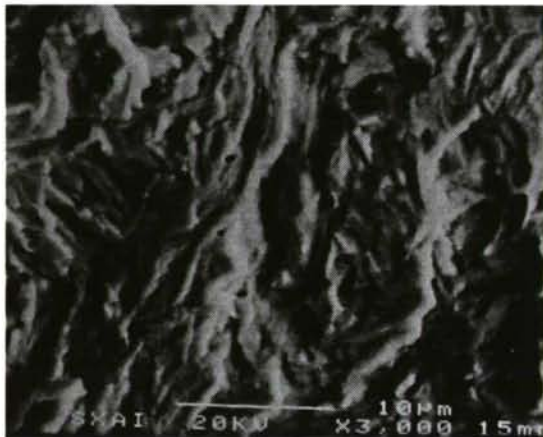


Fig. 2.43. Acero B2.  $\Delta K/K_Q = 0.39$

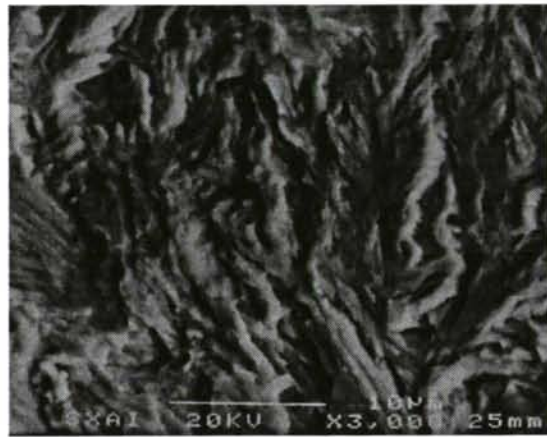


Fig. 2.44. Acero B2.  $\Delta K/K_Q = 0.13$

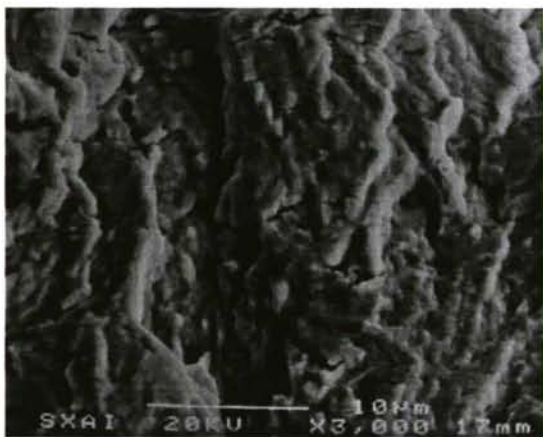


Fig. 2.45. Acero B3.  $\Delta K/K_Q = 0.48$

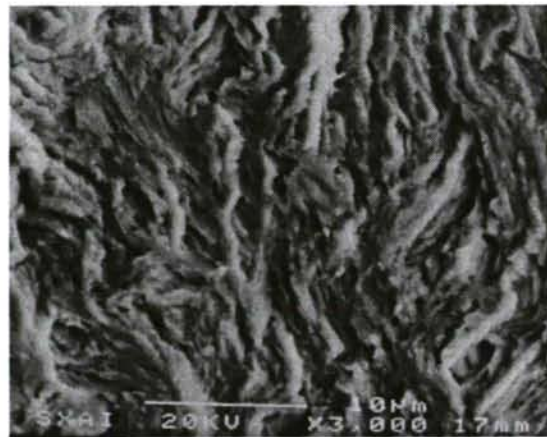


Fig. 2.46. Acero B3.  $\Delta K/K_Q = 0.14$

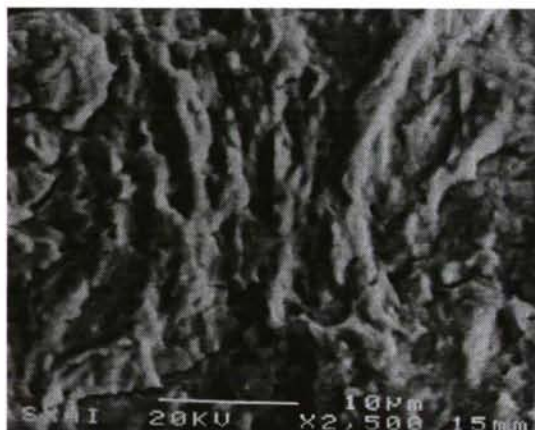


Fig. 2.47. Acero B4.  $\Delta K/K_Q = 0.41$

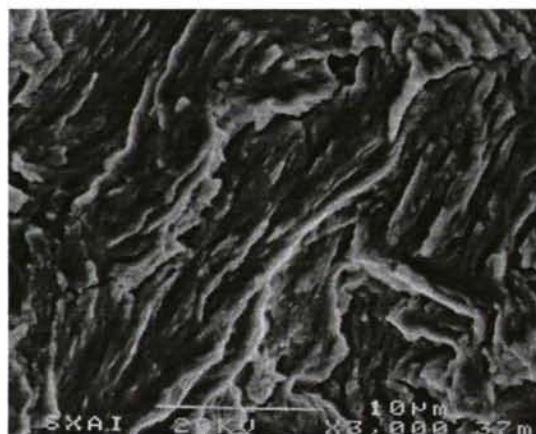


Fig.2.48. Acero B4.  $\Delta K/K_Q = 0.13$

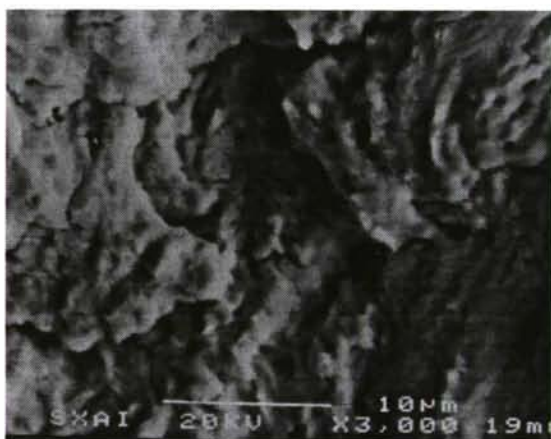


Fig. 2.49. Acero B5.  $\Delta K/K_Q = 0.37$

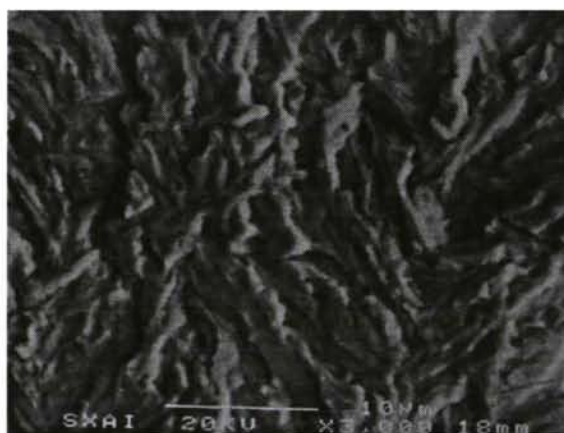


Fig. 2.50. Acero B5.  $\Delta K/K_Q = 0.12$

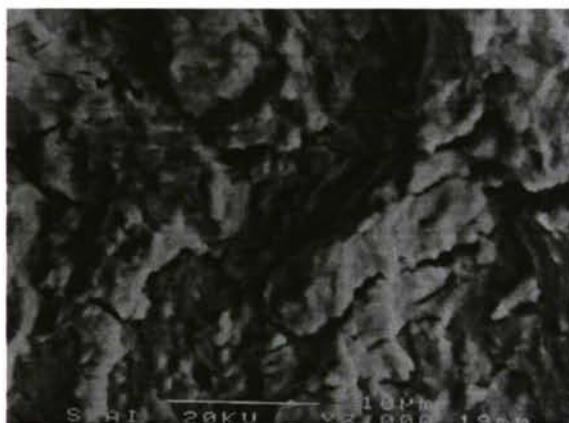


Fig. 2.51. Acero B6.  $\Delta K/K_Q = 0.37$

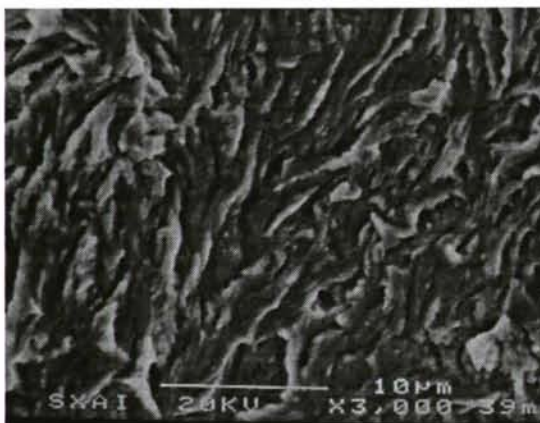


Fig. 2.52. Acero B6.  $\Delta K/K_Q = 0.10$

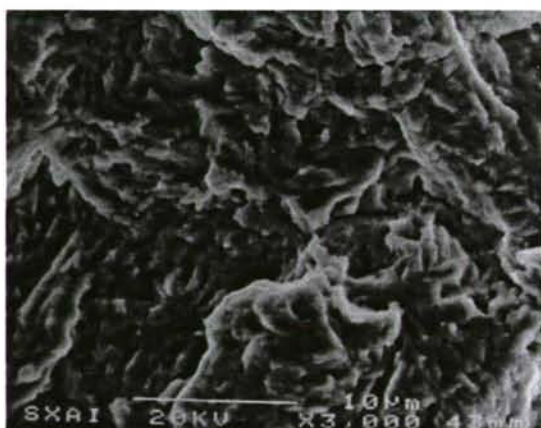


Fig.2.53. Acero B7.  $\Delta K/K_Q = 0.35$

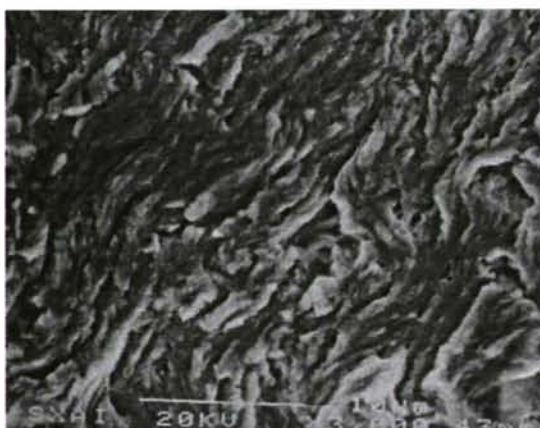


Fig. 2.54. Acero B7.  $\Delta K/K_Q = 0.12$



Si se tienen en cuenta los resultados obtenidos en las curvas  $da/dN$  frente a  $\Delta K$  es de esperar que en la mayoría de los aceros la propagación de la fisura haya sido únicamente en la región II y por tanto las micrografías deberían revelar la presencia de las estrías características de esta región (SURESH, 1994). Un análisis preliminar de las imágenes permite comprobar que en el acero perlítico no se producen las típicas estrías perpendiculares al avance de la fisura sino que más bien son marcas paralelas finamente espaciadas y orientadas en la dirección de avance de la fisura, con aspecto similar a una fractura por *cuasi-clivaje* (ASM, 1992).

Estas marcas se observan claramente para los aceros B0, B1 y B2 tanto en el inicio como al final de la propagación y para los aceros B3 a B7 sólo en el último escalón de fisuración ( $\Delta K$  bajos). Dentro de un mismo acero y para los dos extremos del proceso de fisuración, el tamaño de estas bandas es prácticamente el mismo. Sin embargo, se observa que según aumenta el grado de trefilado el espaciado de estas bandas va disminuyendo, y consecuentemente aumenta su densidad. La diferencia más clara se observa al comparar los dos extremos del proceso de trefilado (Fig. 2.39 y Fig. 2.54); en el alambcón (B0) el espaciado medio de las marcas es de 2  $\mu m$  y en el acero de pretensar este tamaño se reduce aproximadamente hasta la mitad. También se comprueba que en los aceros fuertemente trefilados las marcas de cuasi-clivaje llegan a estar menos definidas, por lo que no es posible hacer una estimación exacta, sobre las fractografías disponibles, del espaciado medio.

Para examinar la propagación de la fisura en la región III se eligieron las superficies correspondientes al primer escalón de fatiga de los aceros B3 a B7 (Figs. 2.45, 2.47, 2.49, 2.51 y 2.53), en los cuales se fatigó inicialmente con valores de  $\Delta K$  superiores a 40 MPam<sup>1/2</sup>. En primer lugar, puede observarse que, en estos casos, las superficies de fatiga no presentan el aspecto de fractura por cuasi-clivaje descrito anteriormente. La apariencia de las fractografías es mucho más ondulada, con un aspecto muy rugoso por la presencia de superficies de desgarro, por lo que claramente la rotura es mucho más dúctil. En general las superficies de rotura asociadas a procesos de fatiga con valores de  $\Delta K$  dentro de la región III, se denominan *regiones de desgarro* (ASM, 1992). En algunos casos también es de destacar la presencia de pequeñas fisuras secundarias.

Las superficies de desgarro que aparecen en los primeros estadios de la propagación de la fisura (región III) para los aceros B3 a B7 pueden ser explicadas teniendo en cuenta que, al haber realizado los ensayos de fatiga con valores de  $\Delta K$  muy elevados, la zona plástica asociada al frente de la fisura es bastante amplia y puede provocar la rotura de partículas (inclusiones o partículas de segunda fase) que aún se encuentran a cierta distancia de la fisura. Estas partículas rotas se comportan como fisuras o huecos provocando el desgarro de la superficie que existe entre ellas y el frente de la fisura de fatiga. El principal efecto macroscópico de este fenómeno sería el rápido crecimiento de la fisura.

## **CAPITULO III**

### **PROPAGACION CRITICA DE FISURAS (FRACTURA)**

#### **1. FUNDAMENTO TEORICO**

El presente estudio se encuadra dentro de la Mecánica de Fractura elástico lineal que relaciona la magnitud y la distribución del campo de tensiones en las proximidades del borde de una fisura con la tensión nominal aplicada sobre el material, con el tamaño, forma y orientación de la fisura y con las propiedades del material. El campo de tensiones en el borde de la fisura presente en una estructura queda caracterizado en términos de un único parámetro  $K$ , denominado factor de intensidad de tensiones y a su vez este parámetro está directamente relacionado con la tensión nominal aplicada  $\sigma$  y con el tamaño de la fisura presente en el mismo.

$$K_I = \sigma \sqrt{a} f(a) \quad (3.1)$$

donde  $f(a)$  es un parámetro que depende de la muestra y de la geometría de la fisura.



Para el caso de deformación plana, la fractura se producirá cuando  $K_I$  alcance un valor crítico denominado tenacidad de fractura  $K_{IC}$ . La importancia de este criterio de fractura es que permite disponer de un método cuantitativo con el que poder comparar la resistencia a la rotura de un material estructural con el comportamiento en fractura de ese mismo material ensayado en el laboratorio. Y en general el estado de carga de un material expresado en términos de  $K_I$  puede también expresarse en tanto por ciento con respecto a la tenacidad de fractura  $K_{IC}$ , que representa el máximo valor posible del factor de intensidad de tensiones.

La precisión con que  $K_{IC}$  describirá el comportamiento en fractura real de los materiales ensayados dependerá de cómo el factor de intensidad de tensiones represente las condiciones de tensión y de deformación dentro de la zona de proceso de fractura. Para la mayoría de los materiales estructurales, se alcanza un grado suficiente de precisión si el tamaño de la zona plástica en el borde de la fisura es pequeño en comparación con la región alrededor de la fisura en la cual el factor de intensidad de tensiones produce una aproximación satisfactoria del campo de tensiones elástico (zona de dominio de  $K$ ). Esto es, la zona plástica en el borde de la fisura no altera la distribución tenso-deformacional en la propia zona de dominio de  $K$ . La extensión de la zona plástica en el borde de una fisura en modo I y en deformación plana viene dada por:

$$r_Y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (3.2)$$

donde  $\sigma_Y$  es el límite elástico.

En el momento de producirse la rotura el factor de intensidad de tensiones es igual a la tenacidad de fractura ( $K_I = K_{IC}$ ) y el valor límite de  $r_Y$ , o de la zona plástica estará dado por la expresión:

$$r_{YC} = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (3.3)$$

Teniendo en cuenta estas consideraciones se han desarrollado varios tipos de ensayos normalizados por la ASTM (*American Society for Testing and Materials*) que permiten medir experimentalmente el valor de  $K_{IC}$ . Este tipo de ensayos normalizados están basados en probetas normalizadas sobre las cuales se impone las siguientes condiciones (BARSOM y ROLFE, 1987):

$$B \geq 2.5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (3.4)$$

$$W \geq 5.0 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (3.5)$$

donde  $B$  es el espesor y  $W$  la dimensión característica de la probeta normalizada.

Otra de las condiciones es que la longitud de la fisura debe ser lo suficientemente grande para que el comportamiento elástico lineal del material tenga lugar en una amplia región del campo de tensiones de manera que los efectos de la zona plástica en la punta de la fisura puedan ser despreciados. Esto queda expresado de la forma:

$$a \geq 2.5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (3.6)$$

donde  $a$  es la longitud de la fisura.

Las probetas con una fisura subcrítica se someten a un ensayo de carga creciente hasta que rompen y a través de un registro carga-alargamiento, se obtiene el valor de la carga en rotura y a partir de este dato se calcula el factor de intensidad de tensiones. El principal inconveniente de este método es que impone fuertes restricciones al tamaño de la muestra, con objeto de reproducir un comportamiento de deformación plana, que es el que se produce frecuentemente. Esta restricción, junto con la imposición de utilizar los métodos de análisis de la Mecánica de Fractura elástico lineal, limita la aplicabilidad de  $K_{IC}$  a materiales con comportamiento frágil.

En la Fig. 3.1 se muestra la dependencia que existe entre el espesor de la muestra y el valor de la tenacidad medido (KANNINEN y POPELAR, 1985). En muestras con espesor  $B > B_s$  la región en donde se produce un estado de tensión plana es muy pequeña en comparación con el tamaño de la muestra, por lo que su influencia puede ser despreciada; en consecuencia el estado predominante es de deformación plana, y según se observa en el gráfico, el comportamiento del material es independiente del espesor de la muestra. Sin embargo, en el caso de muestras con espesor  $B < B_s$  prevalece un estado de tensión plana, en el que la medida de la tenacidad aumenta según disminuye el espesor de la muestra hasta alcanzar un valor máximo denominado  $K_{Ic}$  o factor de intensidad de tensiones crítico.

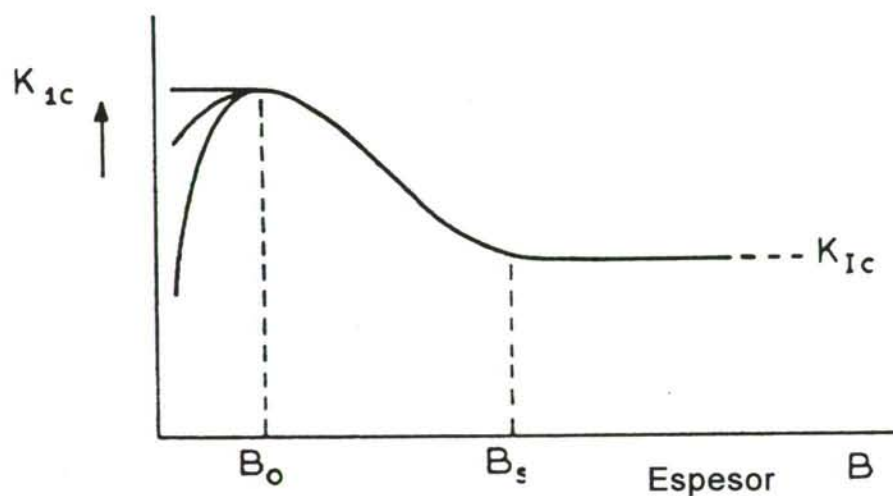


Fig. 3.1. Dependencia de la tenacidad de fractura con el espesor.

Según los datos existentes en la bibliografía sobre aceros perlíticos de pretensado y alambrón (LANCHA, 1987) los valores típicos para la tenacidad de fractura y el límite elástico son los siguientes:

|                     |                               |                                   |
|---------------------|-------------------------------|-----------------------------------|
| Alambrón:           | $\sigma_Y = 673 \text{ MPa}$  | $K_{Ic} = 53 \text{ MPa m}^{1/2}$ |
| Acero de pretensar: | $\sigma_Y = 1500 \text{ MPa}$ | $K_{Ic} = 84 \text{ MPa m}^{1/2}$ |



Utilizando estos datos como valores indicativos de los márgenes que es posible encontrar para los aceros disponibles en el laboratorio, resulta que el mínimo espesor que se requiere será de 16 mm para el alambρόn y 8 mm para el acero de pretensado. Por lo tanto, para las barras de acero disponibles en el laboratorio con diámetros entre 12 mm y 7 mm no es posible mecanizar muestras que satisfagan las condiciones relativas al tamaño mínimo para reproducir un estado de deformación plana en el fondo de la fisura.

Este problema ya se ha planteado en otros análisis similares con acero de pretensado (VALIENTE, ELICES y ASTIZ, 1987) y ha sido solucionado generalizando el concepto de tenacidad, introducido a partir del criterio de fractura para casos planos, para una situación tridimensional, reformulando el criterio de fractura para sólidos elásticos fisurados de la siguiente manera:

$$\text{Max } K_I(s) = K_{IC} \quad (3.7)$$

donde  $s$  es el parámetro de posición del punto en cuestión sobre el borde de la fisura.

Este nuevo criterio de fractura tiene su origen en los resultados obtenidos para sólidos elásticos fisurados (KASSIR y SIH, 1975) según los cuales en los planos normales al borde de la fisura, alejados de la superficie de la muestra, el estado tensional es similar al caso bidimensional de deformación plana. Y de la expresión anterior se deduce que para poder aplicar este criterio será necesario conocer la función  $K_I(s)$  que da el factor de intensidad de tensiones a lo largo del borde de la fisura, y que estará asociado con el tipo de sollicitación aplicado, la geometría de la muestra y la forma de la fisura.

En particular, para los aceros estudiados con geometría cilíndrica (Fig. 2.17a), la forma de la fisura es una semiellipse de eje menor  $a$  (Fig. 2.17b) y para estos casos la mayor intensidad de tensiones se obtiene al final del eje menor, en la posición más interior del frente de la fisura (ASTIZ, 1986). Teniendo en cuenta esto se ha utilizado la expresión uniparamétrica del factor de intensidad de tensiones (2.23), asociada a una fisura de frente recto, siendo el modo de sollicitación de tipo I.

Además de los factores geométricos que gobiernan el estado tensional en el plano de la fisura y que según se ha visto influyen de manera decisiva en el valor de la tenacidad de fractura, existen otras variables como son la temperatura y la microestructura que también producen variaciones sobre la tenacidad. Los ensayos realizados en el laboratorio han sido realizados a temperatura ambiente, por lo que el efecto de la temperatura no será tenido en cuenta, centrando el estudio únicamente en evaluar cuantitativamente la influencia producida por el proceso de trefilado asociado a un progresivo aumento de la anisotropía y reducción del tamaño de la unidad microestructural.

Los resultados existentes en la literatura indican que el valor de la tenacidad de fractura no es único para una aleación determinada, sino que variará en función de la historia del material. Así por ejemplo, el procesamiento de materiales orientado a mejorar las propiedades mecánicas (principalmente el límite elástico) modifica el tamaño de la microestructura y al mismo tiempo produce variaciones en la tenacidad de fractura. En este mismo tipo de procesos se produce la orientación de los ejes cristalográficos del grano en una dirección preferente dando lugar a una anisotropía que también induce modificaciones en la tenacidad de fractura (BROEK, 1991). En función de estos datos, hoy en día algunos materiales estructurales son diseñados con una morfología laminar, obteniendo mejoras considerables en las propiedades mecánicas, y en particular en la tenacidad de fractura.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para la determinación de la tenacidad de fractura, en el marco de la Mecánica de Fractura elástico-lineal, es preciso disponer de una muestra con una fisura contenida en una sección transversal del alambre, para que el estado de carga sea simétrico respecto a su plano y corresponda al modo I. Además ha de ser una fisura de superficie para poder controlar su desarrollo a partir de un defecto superficial.

A partir de estas muestras prefisuradas se realiza un ensayo en el que la variable de control constante es la velocidad de sollicitación o velocidad de desplazamiento del carro de la máquina de ensayo. Al utilizar probetas entalladas o fisuradas la velocidad de deformación local en las proximidades de la entalla o fisura no es constante, y resulta mucho mayor que la velocidad de deformación global —velocidad de sollicitación— aplicada externamente por la máquina de ensayo. La ventaja de este tipo de ensayos es la sollicitación progresiva hasta la situación crítica o de rotura.

En la ejecución de los ensayos se tuvieron las siguientes precauciones: en primer lugar que las probetas estuvieran perfectamente rectificadas para eludir todas las posibles irregularidades superficiales, y conseguir una mayor precisión en sus dimensiones definitivas, y en segundo lugar se tuvo especial cuidado en el perfecto centrado y alineamiento del dispositivo de carga y la probeta a fin de evitar posible efectos de no axialidad.

### 2.1 Materiales estudiados

Para el estudio de la influencia del proceso de fabricación sobre la tenacidad de fractura en aceros perlíticos hipoeutectoides con diferentes grados de trefilado, se han utilizado varias muestras de los diferentes escalones de la cadena de fabricación de la trefilería, desde el alambrón inicial sin trefilar hasta el alambre de pretensado comercial fuertemente trefilado, pasando por cinco pasos intermedios. En la Tabla 2.3 se muestra el diámetro y la nomenclatura para los aceros utilizados (familia A) y en la Tabla 2.5 se muestran las propiedades mecánicas, destacando en particular el gran aumento del límite elástico que se produce según progresa el



trefilado. Para estudiar el comportamiento en fractura de los aceros objeto de estudio se tomaron muestras cilíndricas de 30 cm de longitud a partir de los alambres suministrados.

Para los ensayos de fisuración por fatiga se ha utilizado una máquina de ensayo servo-hidráulica con capacidad de carga uniaxial de 100 kN, en control de carga. Los ensayos se han realizado con una onda sinusoidal a una frecuencia de 10 Hz y a la temperatura del laboratorio. El factor R se ha procurado que se mantuviera con valores próximos a cero y las tensiones máximas se fueron modificando para producir un ensayo de fatiga con distintos escalones de carga. El proceso de fisuración por fatiga es delicado, pues fisuras producidas con valores muy altos del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones pueden afectar de manera importante a los resultados de los ensayos de fractura. Teniendo en cuenta esto, el preagrietamiento por fatiga de las probetas se ha llevado a cabo de manera que en los estadios finales el nivel de  $\Delta K$  actuante en el borde de la fisura fuese lo más próximo posible al valor umbral de fatiga del acero, con el objeto de que el tamaño de la zona plástica existente al inicio del ensayo de fractura fuese lo más pequeño posible, garantizando al máximo las condiciones correspondientes a la Mecánica de Fractura elástico-lineal.

Para asegurar que la zona plástica en el último ciclo de fatiga sea menor que la zona plástica en el ensayo de tenacidad de fractura el proceso de fatiga debe realizarse con un valor del factor de intensidad de tensiones máximo  $K_{\max}$  dado por (ASTM, 1985):

$$K_{\max} / E \leq 0.032 \text{ m}^{1/2} \quad (3.8)$$

Para los primeros ensayos no se disponía de ningún valor que indicara aproximadamente el nivel de  $K_I$  con respecto a  $K_{IC}$  con el que se estaba fisurando. Por esto la aplicación de la expresión anterior (3.8) sirvió como punto de referencia para comenzar los ensayos en cada tipo de probeta. Una vez realizados los primeros ensayos y evaluado un posible candidato para  $K_{IC}$  los siguientes ensayos se realizaron de manera que  $K_{\max}$  no excediera el 60 por ciento de  $K_{IC}$ . Además, para eliminar cualquier efecto de la geometría de la entalla, la fisura de fatiga se propagó al menos un 5% más allá de la entalla mecanizada, de esta manera se evitaron problemas derivados por ejemplo del anclaje de la fisura en dicha entalla.

## 2.2. Método de medida de la tenacidad de fractura

Después del proceso de fatiga, las probetas fisuradas con profundidades de fisura diferentes se ensayaron en tracción axial para obtener un registro carga-alargamiento hasta el instante de la rotura. Los ensayos de fractura se realizaron en una máquina electromecánica de ensayos INSTRON modelo 4505 (descrita en el capítulo II, apartado 2.3.1), realizando el control del ensayo en desplazamiento. Los datos del desplazamiento se obtuvieron colocando un extensómetro dinámico INSTRON, con base de medida 12.5 mm, simétricamente con respecto al plano de la fisura. Lo ideal en este tipo de medidas es utilizar un extensómetro dispuesto lo más próximo posible a los labios de la fisura, con el objeto de poder registrar pequeñas variaciones en el tamaño de la fisura desde la fisura de fatiga, y en consecuencia interesa que la base de medida sea lo más pequeña posible.

Durante el ensayo la velocidad nominal de desplazamiento del actuador fue de 3 mm/min. No obstante, en algunas de las probetas se modificó la velocidad del ensayo disminuyéndola hasta 1.5 mm/min, no encontrándose variaciones significativas en los resultados. Para cada condición de ensayo y tipo de material se obtuvieron un mínimo de tres ensayos válidos. Tras la rotura, las superficies de fractura se examinaron en un proyector de perfiles y se midieron las dimensiones de la fisura de fatiga.

Si un material presenta un comportamiento perfectamente elástico hasta fractura, la curva carga-desplazamiento será una línea recta hasta rotura, y el valor de la tenacidad de fractura se calcula, según el método seguido, utilizando la carga en rotura y la profundidad de la fisura de fatiga. Sin embargo, incluso los materiales claramente frágiles muestran un comportamiento no lineal y por tanto la curva carga-desplazamiento perfectamente elástica raramente es obtenida. La forma del diagrama carga-desplazamiento puede tener diferentes aspectos según se muestra en la Fig. 3.2, en donde se aprecia la importante variación de comportamiento que tiene lugar para distintos materiales estructurales.

Para los materiales con comportamiento más frágil es posible encontrar una cierta no linealidad en el registro carga-desplazamiento obteniendo un diagrama del Tipo I, siendo la plasticidad en estos casos mínima. Aquellos materiales que presentan una tenacidad intermedia generalmente muestran un aumento gradual en la no linealidad entre el valor de la carga en el límite elástico  $F_Y$  y la carga en rotura  $F_Q$ , según se muestra en el diagrama II. En otros casos, según el diagrama Tipo III, es posible que se produzca un aumento de la longitud de la fisura —crecimiento estable— que estará asociado en el diagrama carga-desplazamiento con un pequeño escalón denominado *pop-in* (SINGH y BANERJEE, 1991).

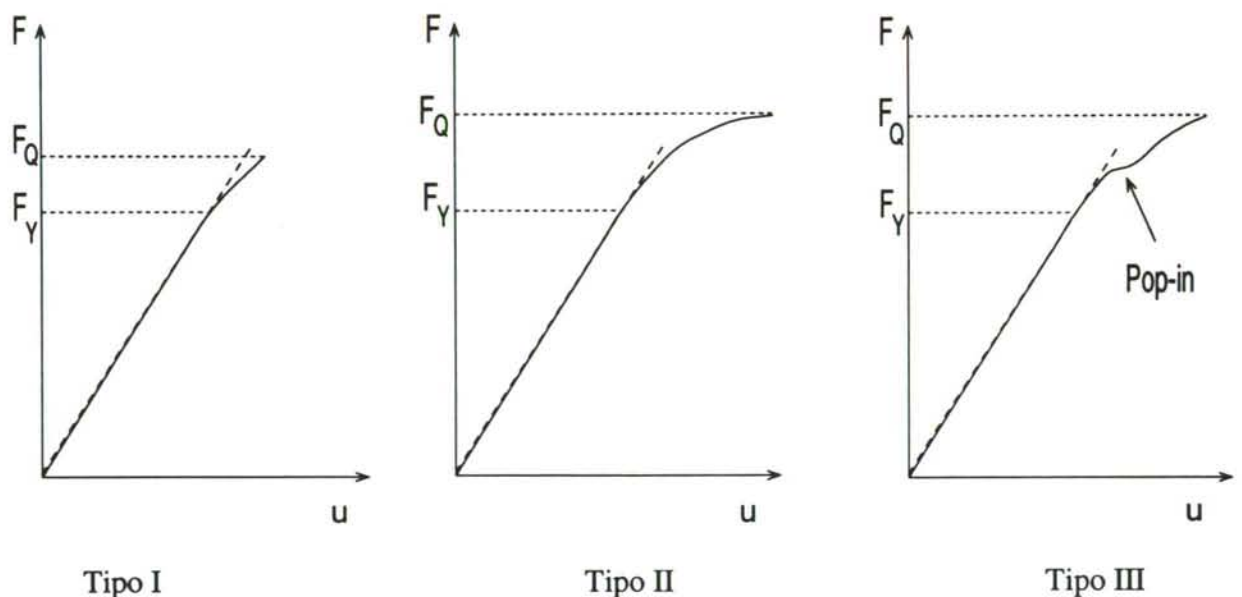


Fig. 3.2. Tipos de registro carga-desplazamiento para distintos materiales estructurales.



### 3. RESULTADOS

#### 3.1. Tenacidad de fractura de los aceros

En el Anexo IV se han incluido los registros gráficos de carga-desplazamiento obtenidos de los ensayos en rotura para los aceros analizados de la familia A y que han servido como punto de partida para determinar en primer lugar si el comportamiento de cada acero, asociado a un grado de trefilado, es elástico-lineal, y en segundo lugar para conocer el valor de la carga en rotura utilizado para la determinación de la tenacidad (cada una de estas gráficas en rotura corresponde a un acero para el cual la forma de la fisura de fatiga se presenta en el Anexo II).

Desde la Tabla 3.1 hasta la Tabla 3.3 se muestran los valores del factor de intensidad de tensiones crítico ( $K_Q$ ) obtenidos a partir de la carga máxima en el ensayo de fractura ( $F_Q$ ) y de la profundidad de fisura al final del proceso de fatiga ( $a$ ). A partir de estos datos se ha calculado la media, obteniendo así la tenacidad de fractura para cada acero (Tabla 3.4). A esta tenacidad de fractura media de cada acero se la denominará  $K_{IC}^*(F_Q)$  (VALIENTE, 1980), haciendo así referencia a la forma en que ha sido calculada (a partir de la carga máxima). En la Fig. 3.3 se muestra gráficamente la evolución de los valores de tenacidad según progresa el trefilado.

Tabla. 3.1. Evaluación del FIT crítico. Acero A0.

| A0     |               |             |                                  |                      |
|--------|---------------|-------------|----------------------------------|----------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | $a$<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) | $K_{max}/K_Q$<br>(%) |
| A0.1   | 57            | 3.19        | 60.6                             | 44.1                 |
| A0.5   | 58            | 3.54        | 71.1                             | 51.7                 |
| A0.6   | 47            | 3.25        | 51.3                             | 53.4                 |
| A0.7   | 52            | 3.59        | 65.5                             | 47.8                 |
| A0.9   | 42            | 3.58        | 52.7                             | 47.2                 |
| A0.12  | 66            | 2.70        | 57.8                             | 30.3                 |
| A0.13  | 83            | 2.20        | 59.5                             | 36.1                 |
| A0.14  | 30            | 4.80        | 63.2                             | 45.5                 |

Tabla. 3.2. Evaluación del FIT crítico. Aceros A1, A2 y A3.

| A1     |               |           |                                  |                      |
|--------|---------------|-----------|----------------------------------|----------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) | $K_{max}/K_Q$<br>(%) |
| A1.1   | 52            | 2.52      | 59.9                             | 48.1                 |
| A1.2   | 59            | 2.38      | 63.6                             | 42.4                 |
| A1.3   | 50            | 2.56      | 58.4                             | 50.1                 |
| A1.6   | 47            | 2.91      | 65.5                             | 52.6                 |
| A1.9   | 42            | 3.06      | 62.0                             | 37.7                 |
| A1.10  | 39            | 3.30      | 64.4                             | 38.2                 |
| A1.11  | 43            | 3.01      | 61.6                             | 42.2                 |

| A2     |               |           |                                  |                      |
|--------|---------------|-----------|----------------------------------|----------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) | $K_{max}/K_Q$<br>(%) |
| A2.2   | 42            | 2.97      | 72.7                             | 59.5                 |
| A2.3   | 50            | 2.62      | 72.9                             | 50.2                 |
| A2.5   | 40            | 2.83      | 64.2                             | 50.5                 |
| A2.8   | 39            | 2.95      | 66.6                             | 51.5                 |
| A2.14  | 38            | 3.25      | 74.0                             | 40.0                 |

| A3     |               |           |                                  |                      |
|--------|---------------|-----------|----------------------------------|----------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) | $K_{max}/K_Q$<br>(%) |
| A3.6   | 28            | 3.55      | 84.2                             | 53.2                 |
| A3.7   | 68            | 1.88      | 87.6                             | 30.1                 |
| A3.9   | 49            | 2.17      | 73.4                             | 30.8                 |

Tabla. 3.3. Evaluación del FIT crítico. Aceros A4, A5 y A6.

| A4     |               |           |                                  |                      |
|--------|---------------|-----------|----------------------------------|----------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) | $K_{max}/K_Q$<br>(%) |
| A4.1   | 44            | 2.61      | 107.8                            | 56.3                 |
| A4.2   | 42            | 2.83      | 114.7                            | 59.6                 |
| A4.5   | 40            | 2.92      | 113.7                            | 50.5                 |
| A4.6   | 39            | 2.79      | 104.7                            | 38.4                 |

| A5     |               |           |                                  |                      |
|--------|---------------|-----------|----------------------------------|----------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) | $K_{max}/K_Q$<br>(%) |
| A5.2   | 36            | 2.64      | 108.8                            | 42.2                 |
| A5.4   | 43            | 2.21      | 102.8                            | 34.7                 |
| A5.6   | 33            | 2.71      | 104.3                            | 45.7                 |
| A5.7   | 44            | 2.28      | 110.3                            | 33.7                 |

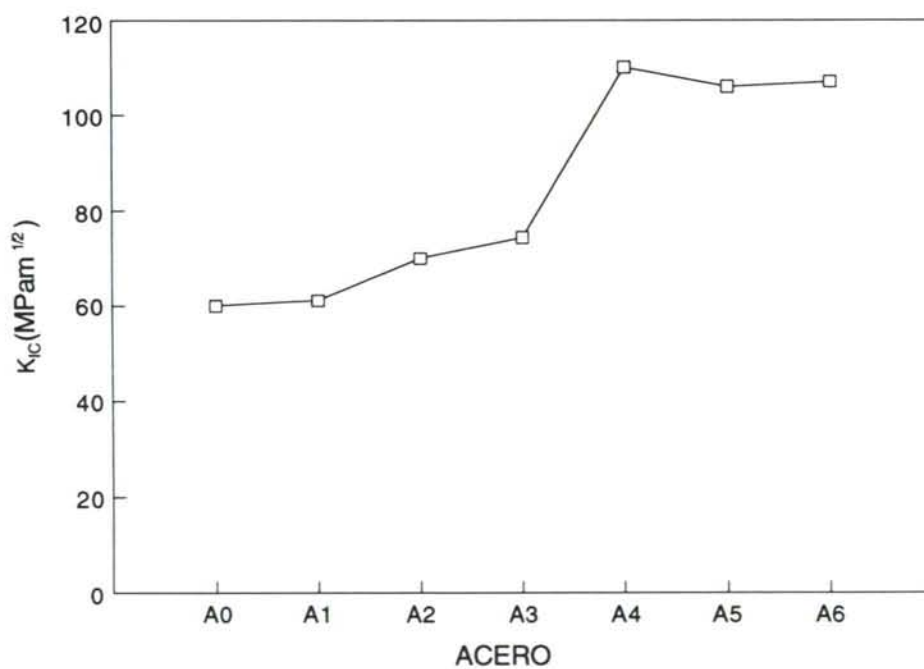
  

| A6     |               |           |                                  |                      |
|--------|---------------|-----------|----------------------------------|----------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) | $K_{max}/K_Q$<br>(%) |
| A6.1   | 43            | 1.84      | 100.8                            | 35.2                 |
| A6.3   | 28            | 2.80      | 115.2                            | 55.9                 |
| A6.9   | 23            | 2.81      | 99.8                             | 65.1                 |
| A6.12  | 45            | 1.93      | 112.3                            | 33.6                 |
| A6.13  | 42            | 2.12      | 120.1                            | 35.7                 |
| A6.15  | 27            | 2.63      | 104.8                            | 74.6                 |



Tabla 3.4. Tenacidades de fractura  $K_{IC}^*(F_Q)$  para los aceros de la familia A.

| Acero | $K_{IC}^*(F_Q)$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
|-------|--|
| A0    | 60.1                                       |
| A1    | 61.2                                       |
| A2    | 70.0                                       |
| A3    | 74.4                                       |
| A4    | 110.1                                      |
| A5    | 106.5                                      |
| A6    | 107.9                                      |

Fig. 3.3. Evolución de la tenacidad de fractura,  $K_{IC}^*(F_Q)$ , con el trefilado.

Para realizar un análisis más completo de los resultados obtenidos, además de conocer los valores medios de la tenacidad de fractura se ha realizado un análisis estadístico que permita evaluar la desviación estándar  $\sigma_{n-1}$ :

$$\sigma_{n-1} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n-1}} \quad (3.9)$$

donde  $n$  es el número total de datos registrados,  $x_i$  es un dato, y  $\bar{x}$  el valor medio.

Los resultados de estos cálculos se muestran en la Fig. 3.4, observándose que las mayores dispersiones, para los datos de tenacidad de fractura, se han producido en los aceros A3 y A6 con valores de 7 MPam<sup>1/2</sup> y 9 MPam<sup>1/2</sup> respectivamente. En el primer caso este resultado puede estar justificado por la escasez de datos utilizados (tan sólo tres), mientras que para el acero A6 la dispersión de los resultados parece estar justificada en la diversidad de registros carga-desplazamiento que se han obtenido (Anexo IV), ya que en algunos casos las gráficas obtenidas son completamente lineales, y en otros el registro pierde la linealidad para los últimos valores de la carga. Para el resto de los alambres la desviación es entre (3 - 6) MPam<sup>1/2</sup>.

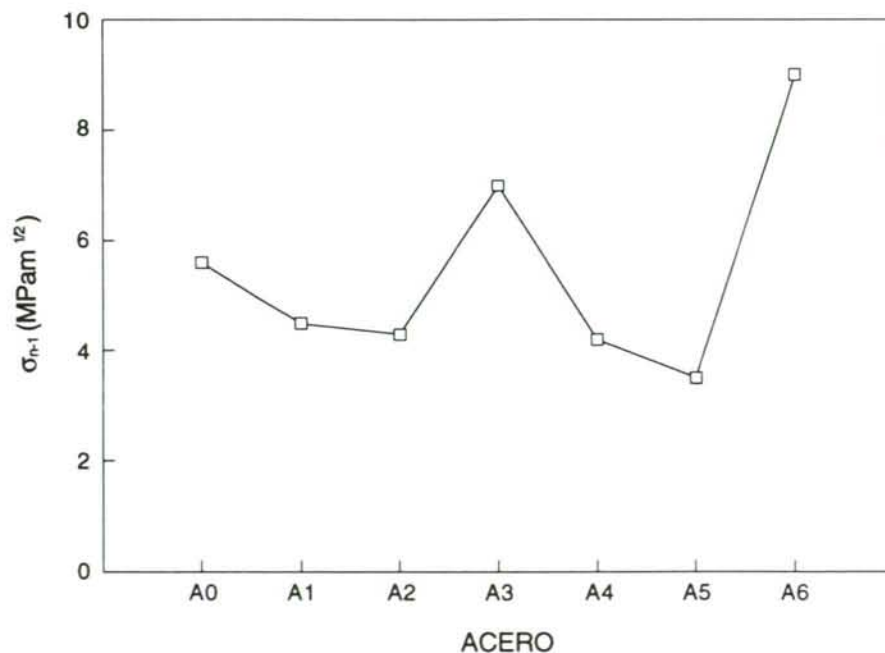


Fig. 3.4. Desviación estándar  $\sigma_{n-1}$  en los valores de tenacidad  $K_{IC}^*(F_Q)$  para cada acero.

Para analizar el comportamiento lineal o plástico de los aceros a partir de las curvas carga-desplazamiento, es conveniente utilizar los valores de la tenacidad de fractura obtenidos para cada material y establecer las condiciones (en términos de  $\Delta K/K_{IC}$ ) en las que han sido realizados los últimos escalones de los ensayos de fatiga, ya que realizar estos ensayos con valores de  $\Delta K/K_{IC} > 0.6$  puede plastificar excesivamente el material y enmascarar el comportamiento elástico-lineal.

Para los aceros A0, A1, A2 y A3 las gráficas carga-desplazamiento indican un comportamiento del material elástico hasta rotura, aunque en algunos casos la desviación con respecto a un tramo lineal es mucho más pronunciada debido a que las condiciones en las que se ha producido la propagación de la fisura en el último escalón de fisuración han sido con valores de  $K_{max}/K_{IC}$  superiores al 60%. En los aceros A4, A5 el comportamiento es en todos los casos claramente no lineal (desde un punto de vista estructural este tipo de comportamiento es muy deseable ya que antes de producirse la fractura se produce algo de plasticidad). En particular para el acero A4, los ensayos fueron realizados con  $K_{max}/K_{IC}$  entre 0.45 y 0.61 y para A5 este valor estuvo en torno a 0.33 y 0.45. Para el acero de pretensado (A6) se han puesto de manifiesto los dos tipos de comportamiento. Realizando el último escalón de fatiga con  $K_{max}/K_{IC} > 0.6$ , el carácter de la rotura es completamente frágil, como lo demuestra la linealidad de los registros, mientras que cuando las condiciones últimas de fisuración fueron con valores  $K_{max}/K_{IC}$  entre 0.35 y 0.45, el material exhibe un fuerte comportamiento no-lineal, análogo al obtenido para los aceros A4 y A5.

### 3.2 Fractografía de las superficies de rotura

El objetivo de esta sección es estudiar la influencia del grado de trefilado, desde un punto de vista microscópico, en la rotura de alambres fisurados de acero perlítico. Para realizar esta labor se han analizado al microscopio electrónico de barrido las superficies de fractura de las probetas ensayadas. En la Fig. 3.5 se muestra un esquema de la dirección en que ha sido tomadas las fractografías, en función de la superficie de fractura obtenida.



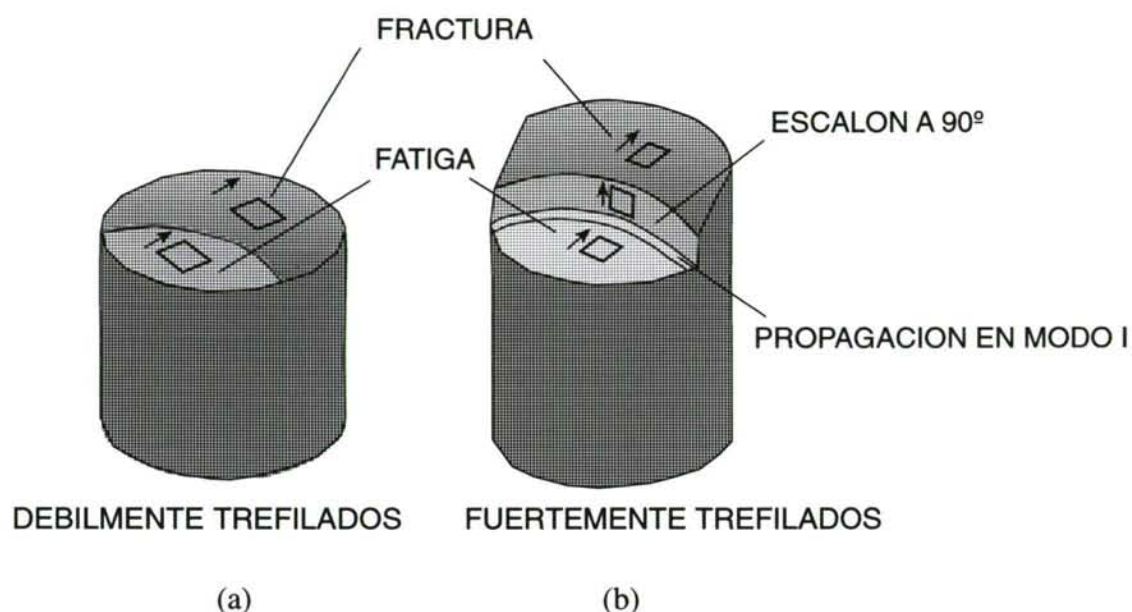


Fig. 3.5. Aspecto de la superficie de fractura en alambres débilmente trefilados (a) y fuertemente trefilados (b). Se muestra también un esquema de la dirección en que han sido realizadas las fractografías.

Las imágenes correspondientes a la rotura de cada acero se presentan desde la Fig. 3.6 hasta la Fig. 3.19. Las fractografías situadas en el lado izquierdo muestran el aspecto general (a 10-12 aumentos) de las superficies de fatiga y fractura, y en el lado derecho se muestra un plano detallado a 500 aumentos de las superficies de fractura. En orden creciente se presentan los aceros según avanza el trefilado. En las Figs. 3.20 y 3.21 se muestra la imagen ampliada del aspecto que ofrecen las superficies de fractura (para el acero perlítico estudiado) por clivaje y por crecimiento y coalescencia de microhuecos, respectivamente. El clivaje se asocia generalmente con la rotura frágil debido a que representa un proceso con un gasto de energía muy bajo, al propagarse la rotura a lo largo de planos de bajo índice cristalográfico, denominados planos de clivaje. En cambio la rotura por crecimiento y coalescencia de microhuecos (CMH) supone un proceso de deformación plástica que se inicia por la rotura de partículas y continúa con la unión (o coalescencia) de estos microhuecos generados. Está demostrado de forma experimental que la energía de fractura aumenta con el tamaño de los microhuecos (ASM, 1992). Así por ejemplo, en el caso de producirse la rotura por crecimiento y coalescencia de huecos y estos no estar muy bien definidos, puede indicar que la unión de los huecos se ha producido por cizalla a lo largo de planos de deslizamiento.



Fig. 3.6. Fatiga y fractura en A0.

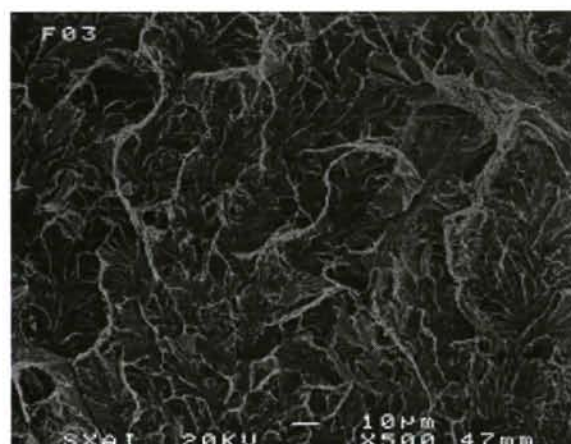


Fig. 3.7. Superficie de fractura en A0.

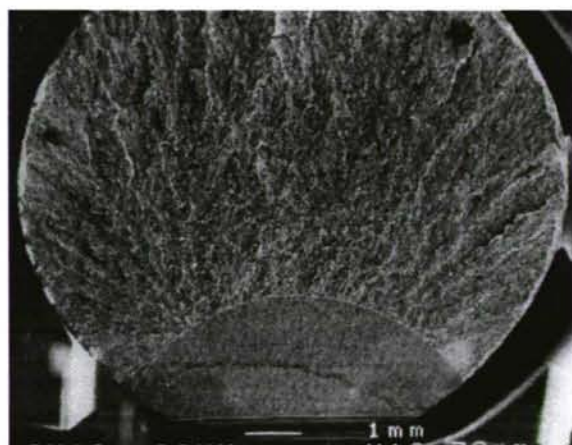


Fig. 3.8. Fatiga y fractura en A1.

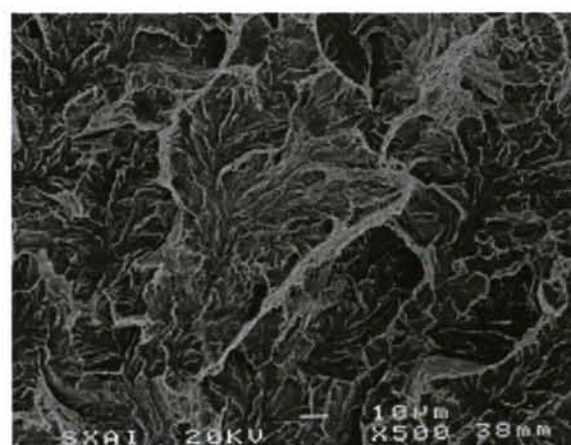


Fig. 3.9. Superficie de fractura en A1.

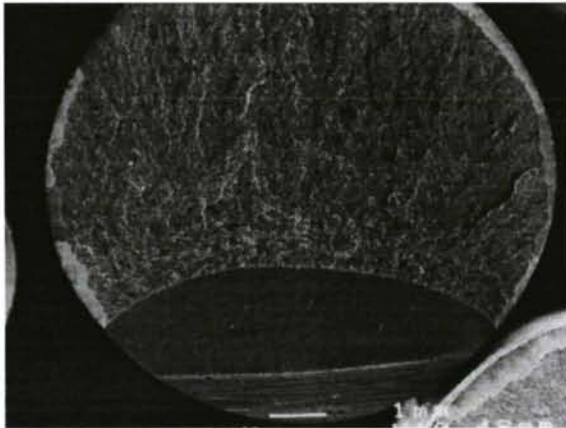


Fig. 3.10. Fatiga y fractura en A2.

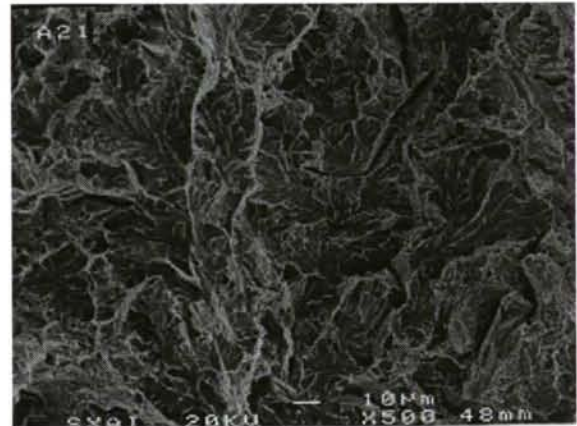


Fig. 3.11. Superficie de fractura en A2.

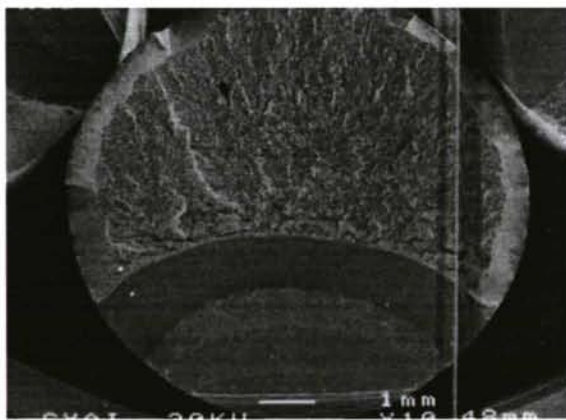


Fig. 3.12. Fatiga y fractura en A3.

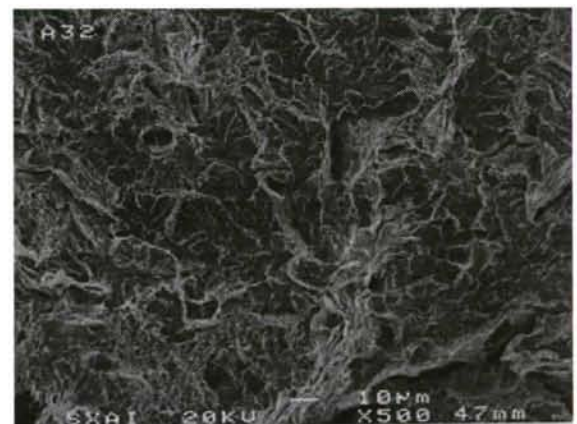


Fig. 3.13. Superficie de fractura en A3.



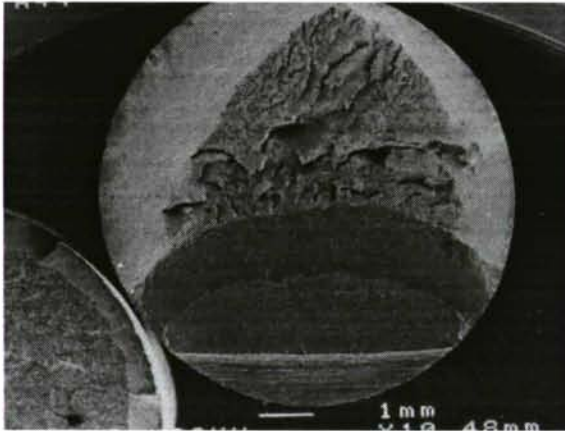


Fig. 3.14. Fatiga y fractura en A4.

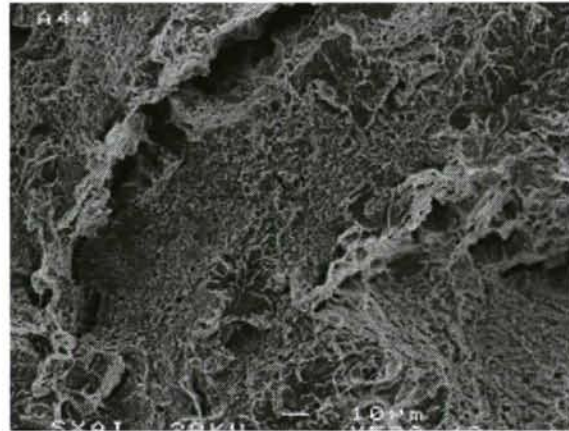


Fig. 3.15. Superficie de fractura en A4.

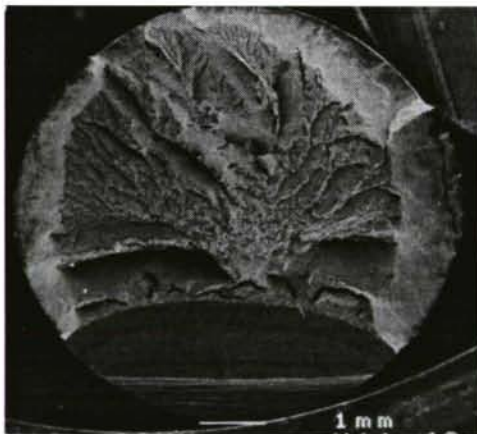


Fig. 3.16. Fatiga y fractura en A5.

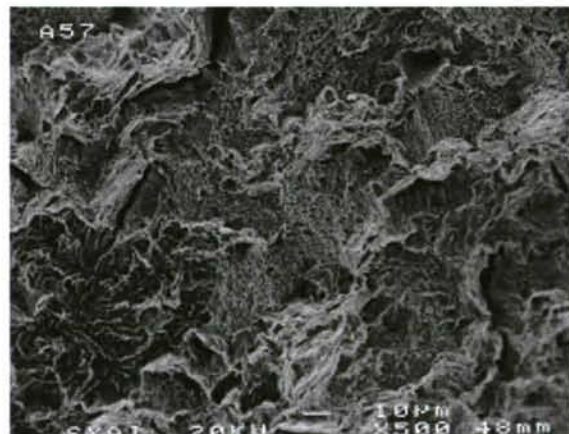


Fig. 3.17. Superficie de fractura en A5.

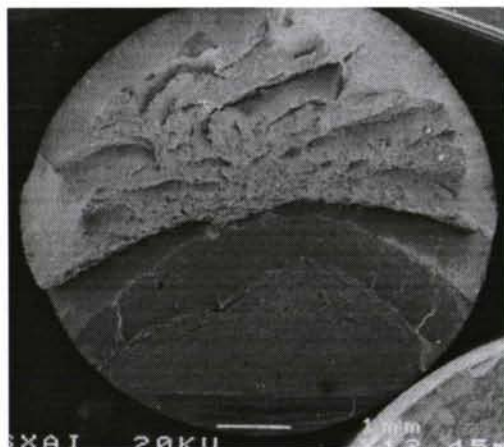


Fig. 3.18. Fatiga y fractura en A6.

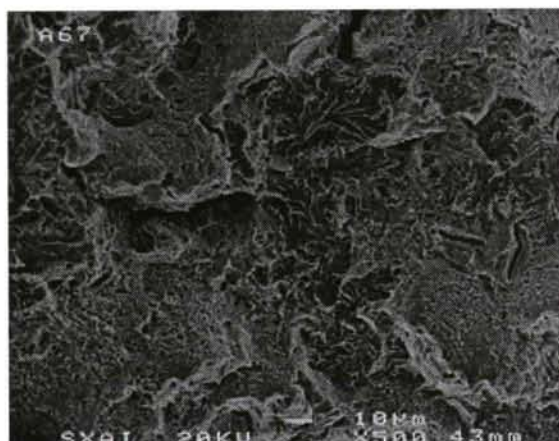


Fig. 3.19. Superficie de fractura en A6.

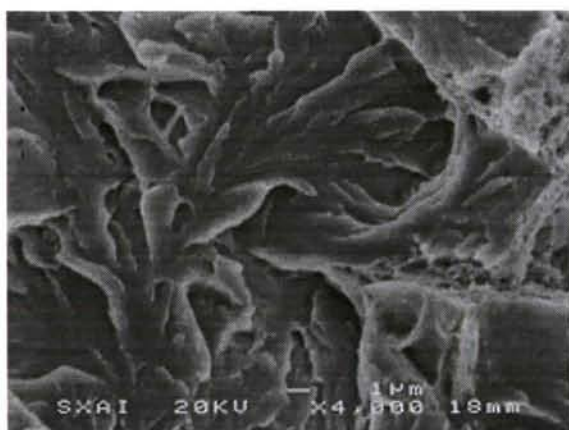


Fig. 3.20. Fractura por clivaje.

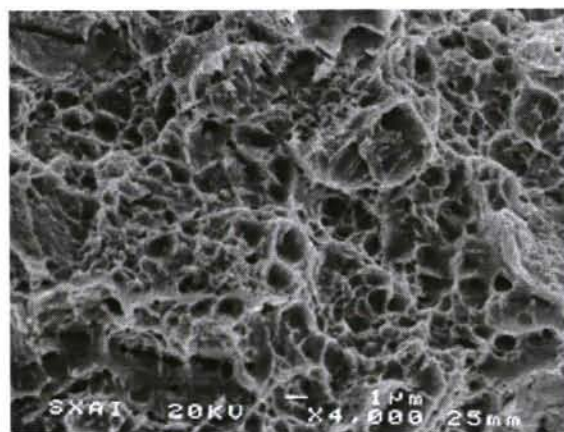


Fig. 3.21. Fractura por coalescencia de micro-huecos (CMH).

En los primeros pasos del trefilado (A0, A1, A2 y A3) —hasta que el diámetro del alambre se reduce un 25%— la rotura se produce en el mismo plano de la fisura. La única diferencia entre ellos a nivel macroscópico es el aumento de la rugosidad de la superficie, pasando de ser prácticamente lisa para el alambre (A0), hasta encontrar una superficie en la que predominan las elevaciones y depresiones en el acero A3. En los bordes de la superficie de fractura se observa que aumenta el efecto de copa. Se puede decir, por tanto, que los 4 primeros aceros muestran un comportamiento en rotura completamente isótropo, siendo el modo de fractura de tipo I, es decir la fisura se propaga en un plano (perpendicular al de sollicitación) que coincide con el plano de propagación de la fisura por fatiga (Fig. 3.5a).

Para el alambre (A0) y el primer estadio de trefilado, la rotura en tracción axial se produce, desde un punto de vista microscópico, por clivaje (C) desde el inicio de la rotura tras la prefisura de fatiga. En los aceros A2 y A3 el modo microscópico de rotura es claramente diferente. El modo en que se produce la rotura después del proceso de fatiga es por coalescencia de microhuecos (CMH) —rotura dúctil— para continuar propagándose la fisura por clivaje. Los datos obtenidos para la longitud de la zona de rotura dúctil o zona CMH ( $x_m$ ) antes de iniciarse la rotura frágil, se muestran en la Tabla 3.5 (siguiendo la notación de la Fig. 3.22), donde se observa que la extensión  $x_m$  aumenta con grado de trefilado. Además se pone de manifiesto que la longitud  $x_m$  varía a lo largo del borde de la fisura, siendo mayor en los laterales ( $s = 45^\circ$ ) que en el frente ( $s = 0^\circ$ ).

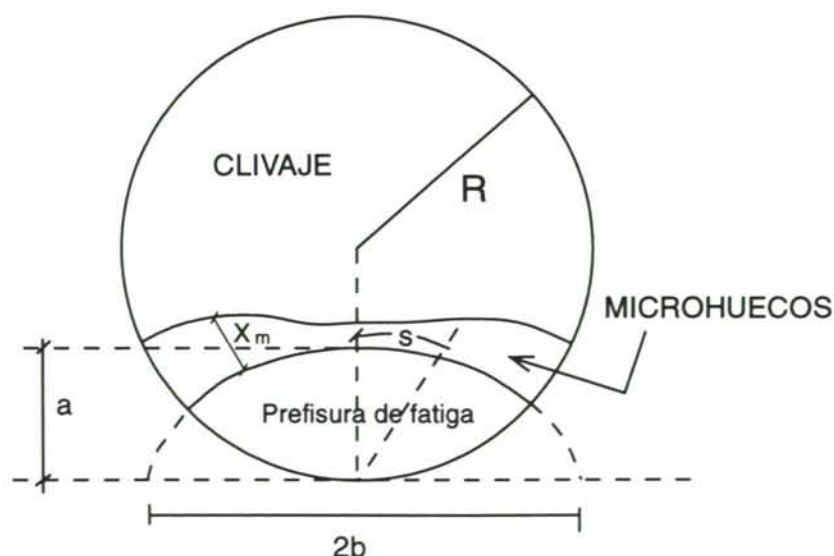


Fig. 3.22. Esquema de propagación de la fisura (aceros A2 y A3).



Tabla 3.5. Extensión de la zona CMH ( $x_m$ ) en los primeros estadios de trefilado según el ángulo de propagación de la fisura. (Aceros A2 y A3).

| s   | A2                           | A3                           |
|-----|------------------------------|------------------------------|
| 0°  | $(2.8 \pm 0.7) \mu\text{m}$  | $(4.5 \pm 0.5) \mu\text{m}$  |
| 45° | $(32.7 \pm 5.2) \mu\text{m}$ | $(74.3 \pm 6.4) \mu\text{m}$ |

Los aceros fuertemente trefilados (A4, A5 y A6), presentan un comportamiento en fractura claramente anisótropo asociado con un ángulo de desviación de casi 90° con respecto al plano inicial de propagación, para continuar creciendo la fisura en una dirección próxima a la inicial (a unos 20° - 30° de la misma), produciéndose así lo que puede denominarse escalón de rotura (Fig. 3.5b). Excepcionalmente, para el acero A4, en algunos ensayos no aparece esta discontinuidad en el modo de propagación y simplemente se produce una elevación continua de la superficie de fractura. El escalón de propagación aparece a una distancia  $x_s$  medida desde el borde de la fisura por fatiga, y esta distancia disminuye según aumenta el grado de trefilado (Tabla 3.6), de modo que en el acero que constituye el último estadio del proceso de endurecimiento por deformación (A6) este escalón se sitúa justo en el borde de la fisura de fatiga ( $x_s = 0$ ). Cabe destacar también el carácter abrupto (a nivel mesoscópico) de la propagación de la fisura en la región  $x_s$ .

Tabla 3.6. Distancia de la prefisura de fatiga al escalón de propagación a 90°.

| Acero | $x_s$ (mm)        |
|-------|-------------------|
| A4    | $(0.85 \pm 0.21)$ |
| A5    | $(0.45 \pm 0.14)$ |
| A6    | 0                 |

En cuanto a la observación al microscopio electrónico de las superficies de fractura para los aceros A4, A5 y A6, lo más característico es encontrar sólo CMH antes del escalón (cuando  $x_s$  es distinto de cero) y después continúa por CMH con facetas aisladas de C (Fig. 3.23). No se aprecia diferencia entre la zona inmediatamente posterior al escalón y cualquier otro punto de la superficie de fractura. Por tanto, la distancia  $x_s$  representa la extensión del crecimiento de fisura en modo I por CMH antes de producirse la propagación en modo mixto a partir del escalón a  $90^\circ$  y la posterior propagación en dirección próxima a la inicial.

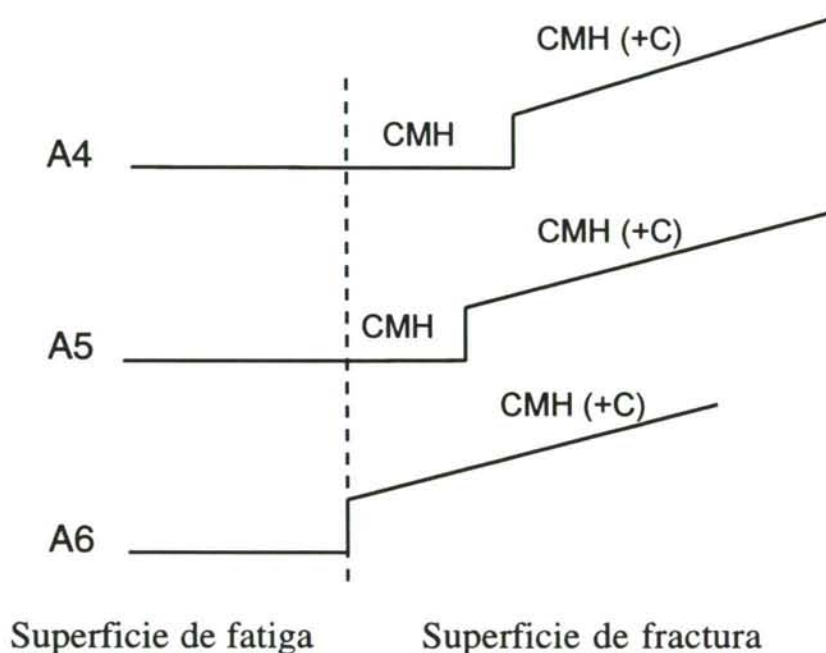


Fig. 3.23. Esquema de la propagación de la fisura en fatiga y en rotura para los aceros con mayor grado de trefilado (A4, A5 y A6).

Desde la Fig. 3.24 hasta la 3.27 se puede observar la diferencia de aspecto microscópico entre las superficies de fractura de los aceros A0 y A1 con los aceros A2 y A3, pudiendo comparar como el inicio de la rotura es diferente no sólo al aumentar el trefilado sino también dentro de un mismo acero, cuando se considera la zona más profunda de la fisura ( $s = 0^\circ$ ) o un lateral ( $s = 45^\circ$ ). El aspecto microscópico del escalón se muestra en la Fig. 3.28 mostrando claramente un aspecto de rotura por cizalla. Antes del escalón el modo microscópico en que se produce la rotura es por microhuecos (CMH) (cuando  $x_s$  es distinto de cero) (Fig. 3.29) y después del escalón por microhuecos con algunas facetas de clivaje (CMH+C) (Fig. 3.30).



Fig. 3.24. Borde fatiga-rotura ( $s=0^\circ$ )  
Aceros A0 y A1.

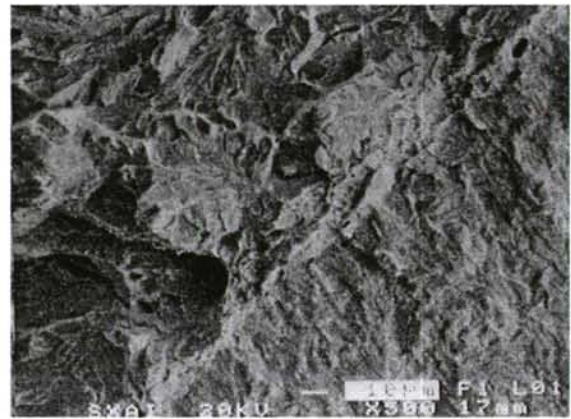


Fig. 3.25. Borde fatiga-rotura ( $s=45^\circ$ )  
Aceros A0 y A1.

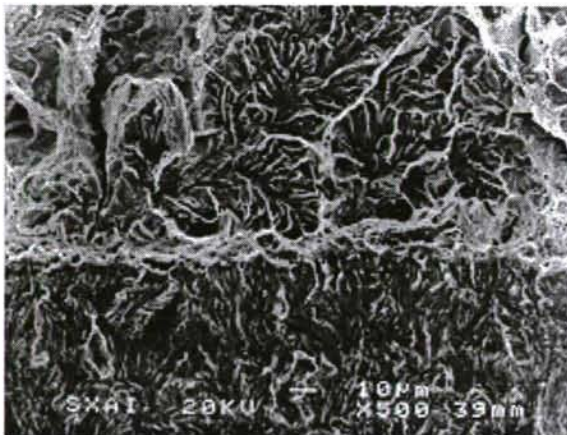


Fig. 3.26. Borde fatiga-rotura ( $s=0^\circ$ )  
Aceros A2 y A3.

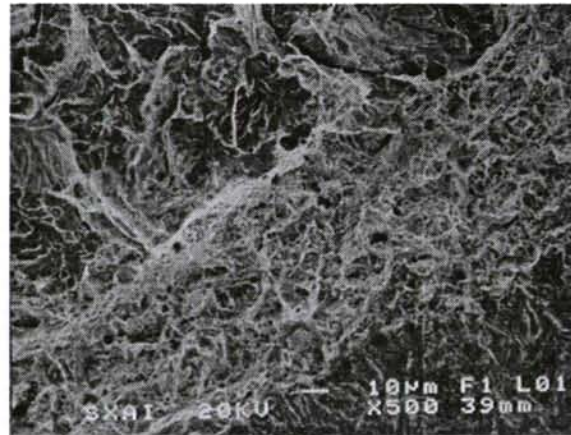


Fig. 3.27. Borde fatiga-rotura ( $s=45^\circ$ )  
Aceros A2 y A3.



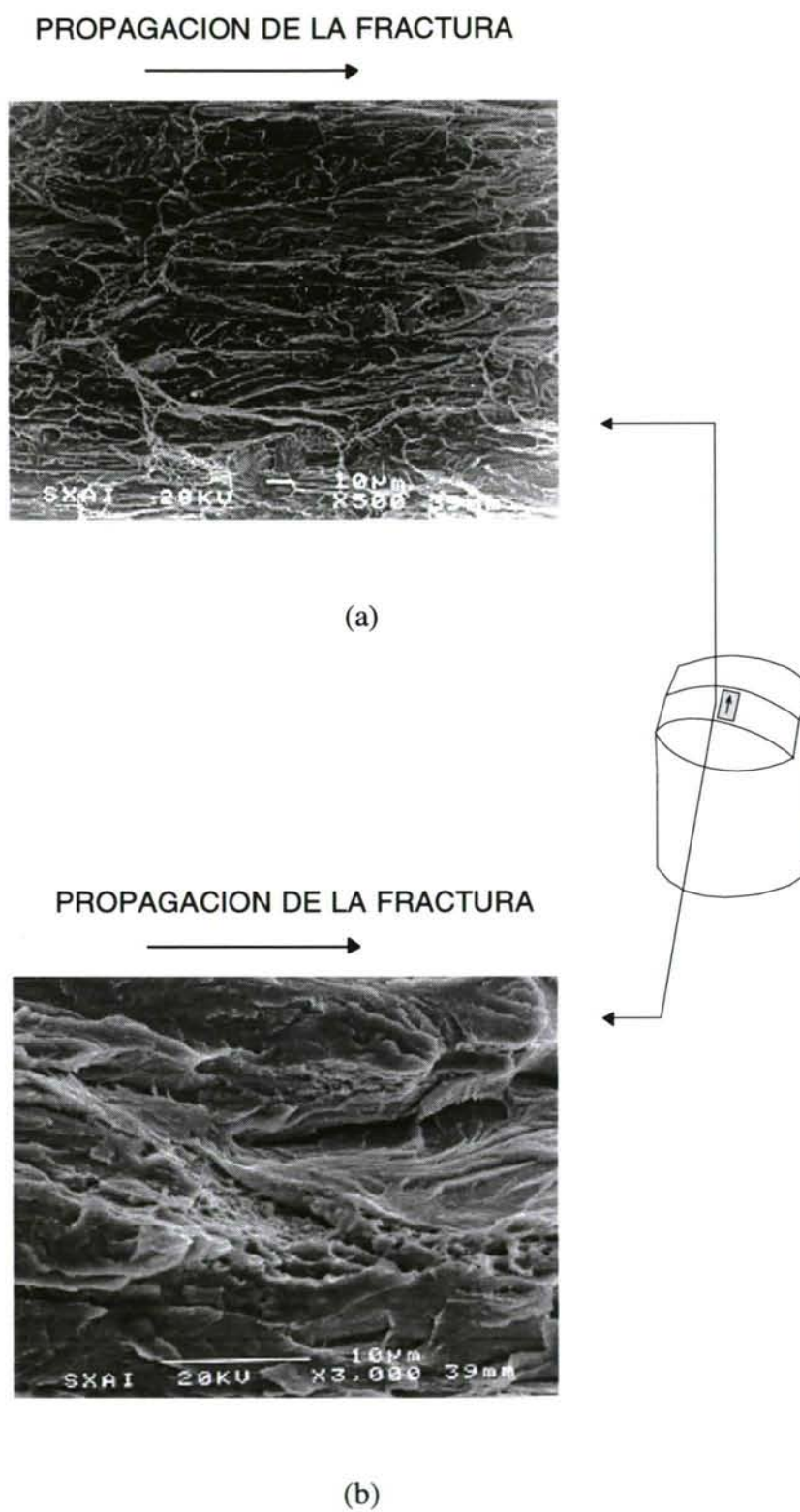


Fig. 3.28. Superficie del escalón de propagación a 90° en el acero A6. (a) Imagen a 500 aumentos, (b) imagen a 3000 aumentos.

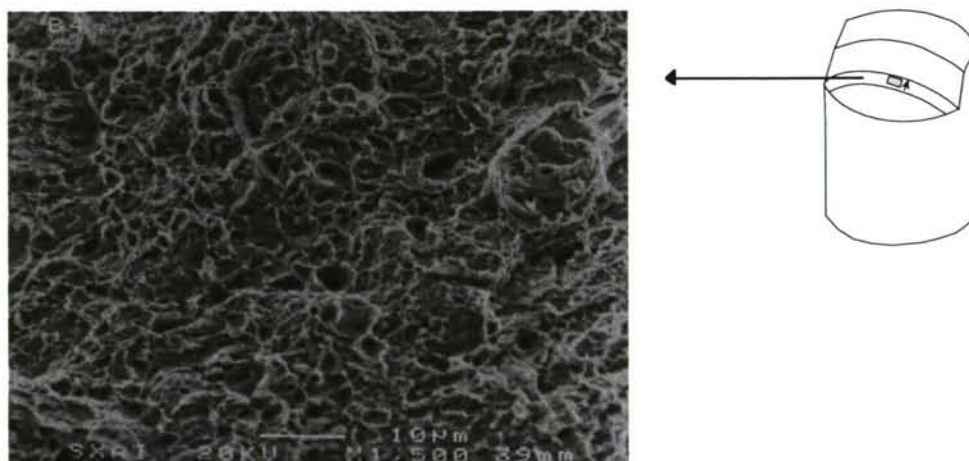


Fig. 3.29. Microhuecos antes del escalón de propagación a 90° (aceros A4 y A5).

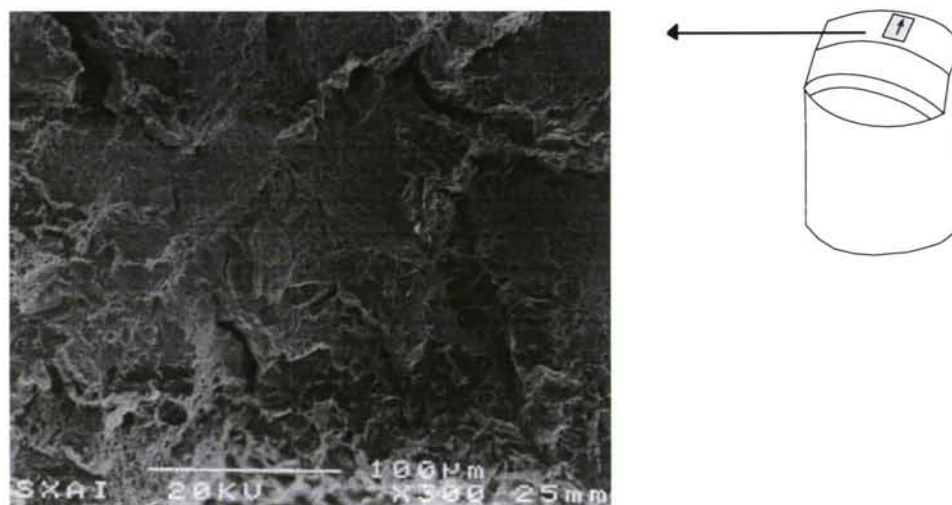


Fig. 3.30. Microhuecos y clivaje tras el escalón de propagación a 90° (aceros A4 hasta A6).

### 3.3. Influencia de la microestructura en el comportamiento anisótropo en fractura

El comportamiento anisótropo en fractura, consistente en el cambio de dirección de propagación de la fisura (con respecto al plano inicial de propagación perpendicular al eje del alambre), en los aceros fuertemente trefilados puede ser explicado por medio de consideraciones micromecánicas partiendo de la base de la microestructura perlítica orientada. Junto con las colonias de perlita estándar (más o menos orientadas), pueden observarse excepcionalmente unas pseudocolonias perlíticas extremadamente delgadas, alineadas cuasi paralelamente al eje del alambre y con un espaciado interlaminar especialmente alto en comparación con el espaciado medio (o global) del acero en cuestión. Además se han encontrado evidencias de microfisuras inducidas por cizalla en estas colonias especiales y que fueron creadas en el proceso de fabricación debido a que las láminas de cementita, siendo mucho más frágiles que las láminas de ferrita, no se deforman plásticamente (OVEJERO, 1998).

Por lo tanto las pseudocolonias actúan como precursoras locales de las microfisuras y esta característica las constituye como camino preferencial para la fractura en los alambres fuertemente trefilados, explicando así el escalón a 90° observado en estos aceros. En la Fig. 3.31 se muestra un esquema en donde se presenta el modo en que se produce el escalón a 90° cuando la fisura de fatiga más la propagación de la fractura en modo I alcanza el lugar donde se encuentra la pseudocolonia de perlita. En ese momento las colonias de perlita son fracturadas mediante un mecanismo de fisuración por cizalla (Fig. 3.31) según el modelo propuesto por MILLER y SMITH (1970), lo cual es consistente con el aspecto microscópico de la fractura por cizalla en el escalón a 90° (Fig. 3.28).

Finalmente, el micromecanismo de fractura propuesto más arriba podría explicar otro hecho experimental: la distancia  $x_s$  entre la prefisura de fatiga y el escalón a 90° (en esta longitud la propagación de la fisura de fractura es en modo I) es una función decreciente del grado de trefilado. Esto puede ser una consecuencia de la frecuencia de aparición de la pseudocolonia de perlita, que será mayor cuanto más intenso es el grado de trefilado, esto es, la distancia media entre pseudocolonias es una función decreciente del nivel de trefilado. En los aceros fuertemente trefilados la probabilidad de cambio de la dirección de propagación de la fisura es realmente mayor y por lo tanto la propagación de la fisura en modo I se producirá hasta el momento en



que se encuentre la primera pseudocolonia, momento en el cual la fisura se desvía, pasando a propagarse en modo mixto.

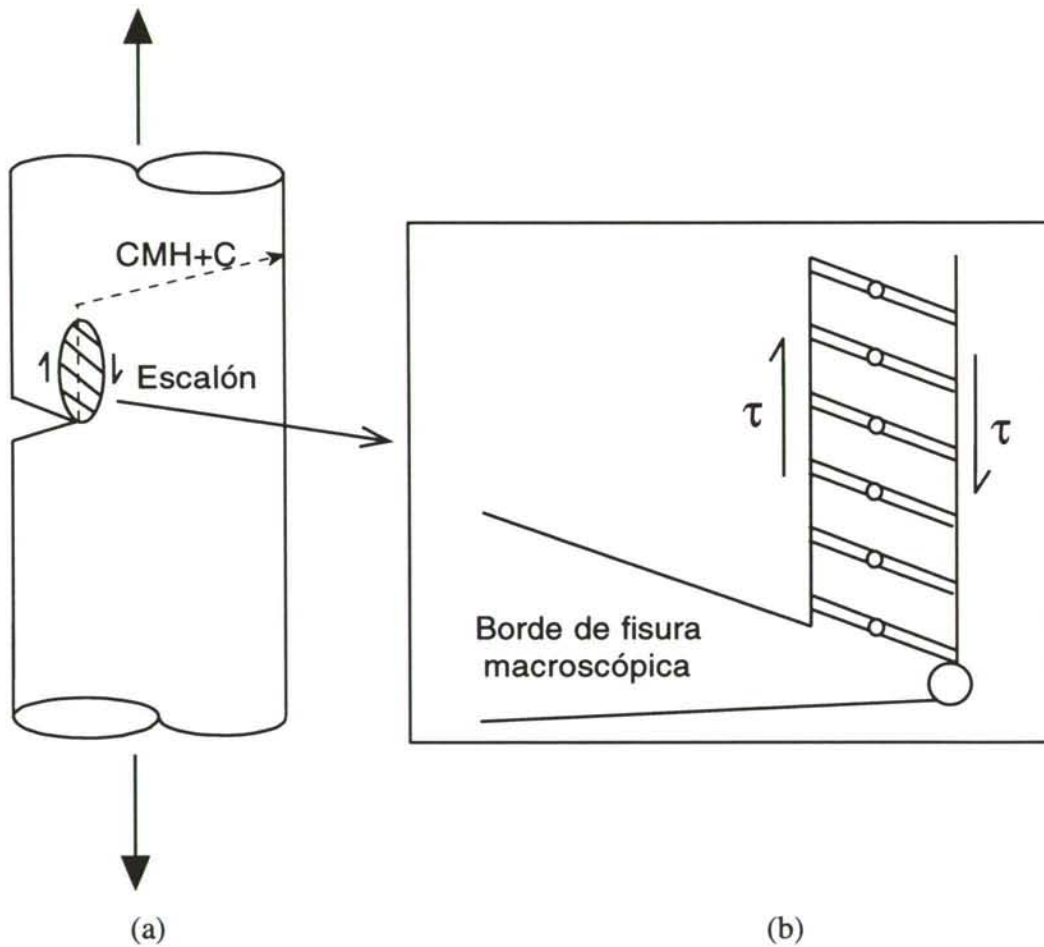


Fig. 3.31. Micromecanismo de fractura: (a) Esquema de la formación del escalón a 90°; (b) micromecanismo de fractura por fisuración de cizalla en la pseudocolonia de perlita.

## CAPITULO IV

### DISCUSION

#### 1. CRITERIO UNIPARAMETRICO DE FRACTURA EN ALAMBRES FISURADOS

##### 1.1. Influencia del registro carga-desplazamiento. Comportamiento anisótropo

En el capítulo III se ha realizado un análisis de la tenacidad de fractura para aceros con distinto grado de trefilado tomando como base la Mecánica de Fractura elástico-lineal y considerando un estado de deformación plana en la zona próxima al frente de la fisura. Bajo estas condiciones se utiliza el criterio de fractura (3.7) basado en el factor de intensidad de tensiones  $K_I$ , cuya expresión viene dada por:

$$K_I = M(a/D) \sigma \sqrt{\pi a} \quad (4.1)$$

donde  $M$  es el factor de intensidad de tensiones adimensional,  $\sigma$  la tensión remota (2.24),  $a$  la profundidad de fisura y  $D$  el diámetro de la muestra.

Este ha sido el criterio considerado en el capítulo anterior para la obtención de la tenacidad de fractura en todos los grados de trefilado, tomando como valor de  $\sigma$  la tensión máxima en rotura (ensayo de fractura) y como valor de  $a$  la longitud de la fisura de fatiga (final del pre-ensayo de fisuración por fatiga y comienzo del ensayo de fractura). Los resultados experimentales han puesto de manifiesto un aumento progresivo de la tenacidad de fractura con el trefilado desde  $60 \text{ MPam}^{1/2}$  para el alambre hasta  $108 \text{ MPam}^{1/2}$  para el acero de pretensado. En esta progresión de valores cabe destacar el “salto” en la tenacidad de fractura que se produce entre los aceros A3 y A4 (Fig. 3.3).

El origen de este escalón en los valores de la tenacidad está asociado con el cambio de aspecto del registro carga-desplazamiento obtenido en el ensayo de tracción simple realizado sobre los alambre prefisurados. Se ha comprobado que, para los aceros A0, A1, A2 y A3 (débilmente trefilados) las gráficas F-u son prácticamente lineales (Fig. 4.1), aunque en las proximidades del instante final en que sobreviene la rotura es posible a veces encontrar una cierta curvatura. Sin embargo, en los aceros A4, A5 y A6 (fuertemente trefilados), el diagrama presenta inicialmente un tramo lineal y a partir de un instante dado se obtiene un registro curvo (Fig. 4.2) que en algunos casos se inicia con un *pop-in* (Fig. 4.3). El total de registros carga-desplazamiento para todos los ensayos de fractura realizados puede consultarse en el Anexo IV.

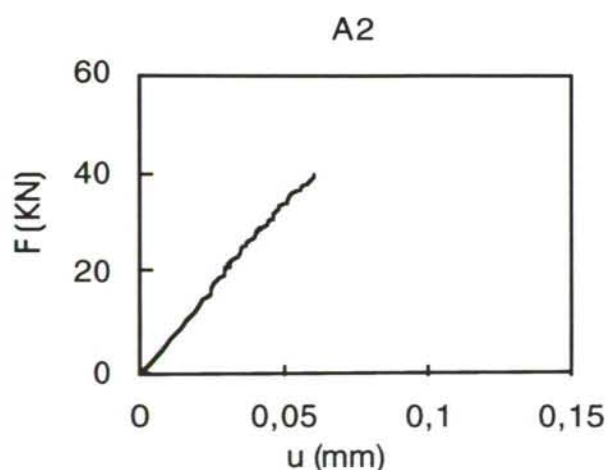


Fig. 4.1. Diagrama tipo carga-desplazamiento para un acero débilmente trefilado (A2).



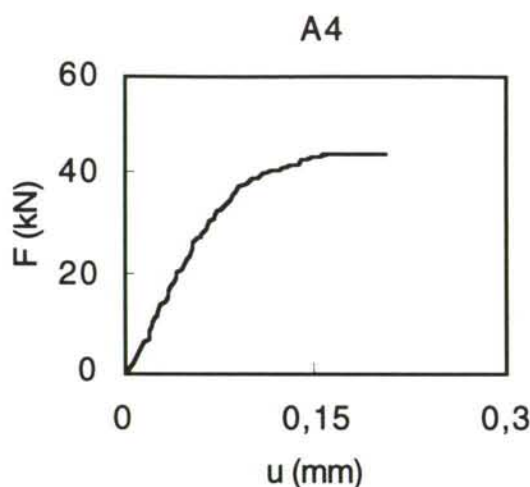


Fig. 4.2. Diagrama tipo carga-desplazamiento para un acero fuertemente trefilado (A4).

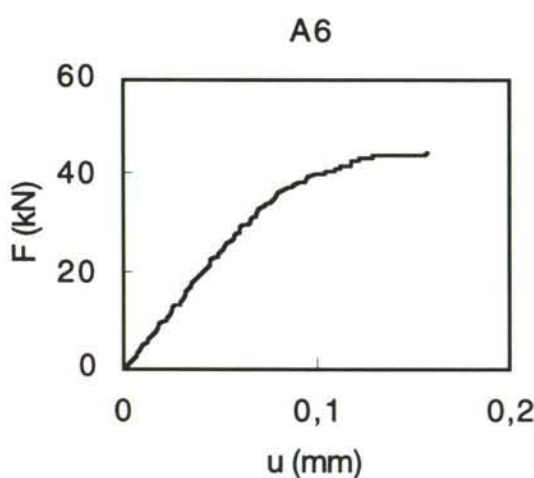


Fig. 4.3. Diagrama tipo carga-desplazamiento para un acero de pretensado (A6).

Esta diferencia de comportamiento en los diagramas carga-desplazamiento entre los aceros con menor y mayor grado de trefilado puede ser expresado a través de un cociente de cargas  $F_Q/F_5$ , (introducido en la norma ASTM E-399 como criterio de validación de los ensayos en la medida de la tenacidad de fractura) según sea su valor superior o inferior a 1.1. El valor establecido para  $F_Q$  corresponde a la carga máxima en rotura y para  $F_5$  se utiliza el valor de la carga que se obtiene en el punto de intersección de la gráfica  $F$ - $u$  obtenida en el ensayo y una recta cuya pendiente es un 5% inferior a la pendiente del tramo elástico-lineal de la curva experimental.

Debido a la proximidad entre los valores encontrados para  $F_s$  y el valor de la carga en el límite elástico  $F_Y$ , para la evaluación de las curvas experimentales  $F-u$  se ha utilizado el valor de carga  $F_Y$  en lugar de  $F_s$ . Para conocer el valor de  $F_Y$  se tomaron distintos intervalos de puntos en cada ensayo, dentro del tramo lineal de la gráfica carga-desplazamiento, para ser ajustados por una recta. De todos los intervalos elegidos sólo se consideró aquel que era ajustado por la recta que presentaba un coeficiente de regresión  $r$  superior a 0.99. De esta forma se obtiene que para los aceros débilmente trefilados (A0, A1, A2 y A3) se satisface:

$$\frac{F_Q}{F_Y} \leq 1.1 \quad (4.2)$$

mientras que en los aceros fuertemente trefilados (A4, A5 y A6):

$$\frac{F_Q}{F_Y} > 1.1 \quad (4.3)$$

Según las consideraciones hechas hasta el momento, se puede concluir que la diferencia entre el valor de la carga en el límite elástico  $F_Y$  y la carga máxima de rotura  $F_Q$  que se produce en particular para los aceros A4, A5 y A6 ( $F_Q/F_Y > 1.1$ ), tiene su origen en la no-linealidad del registro carga-desplazamiento.

Para explicar este comportamiento en los aceros fuertemente trefilados se realizó un ensayo de fractura a tracción axial sobre un acero A6 (pretensado) previamente fisurado. Para la fisuración se realizó un pre-ensayo de fatiga con dos escalones de carga, consiguiendo que en el último escalón el factor de intensidad de tensiones representara el 47% de la tenacidad (por debajo del 60% establecido como valor máximo de fisuración). A diferencia de los ensayos de tracción axial realizados hasta ese momento para la determinación de la tenacidad de fractura, en este ensayo se utilizaron para el registro del desplazamiento dos extensómetros colocados en posiciones diametralmente opuestas, uno situado frente a la fisura y con base de medida 12.5 mm y otro en la posición opuesta con base de medida de 50 mm (Fig. 4.4).

En la Fig. 4.5 se presenta el registro gráfico obtenido. En el eje de ordenadas se representa la solicitación creciente de carga aplicada y en el de abscisas el desplazamiento registrado por cada uno de los dos extensómetros. El extensómetro colocado frente a la fisura dio lugar a la curva (1) y el extensómetro colocado en la posición opuesta la curva (2). De la forma en que aparecen dispuestas estas curvas se puede concluir lo siguiente: en primer lugar, el escalón a  $90^\circ$  que aparece sobre la superficie de rotura en los alambres con mayor grado de trefilado está asociado con la presencia en el registro carga-desplazamiento del *pop-in* (SINGH y BANERJEE, 1991) por debajo del cual el comportamiento del alambre es completamente lineal y a partir del instante en que éste aparece se desarrolla la no-linealidad.

*propagación inestable  
de la fisura*

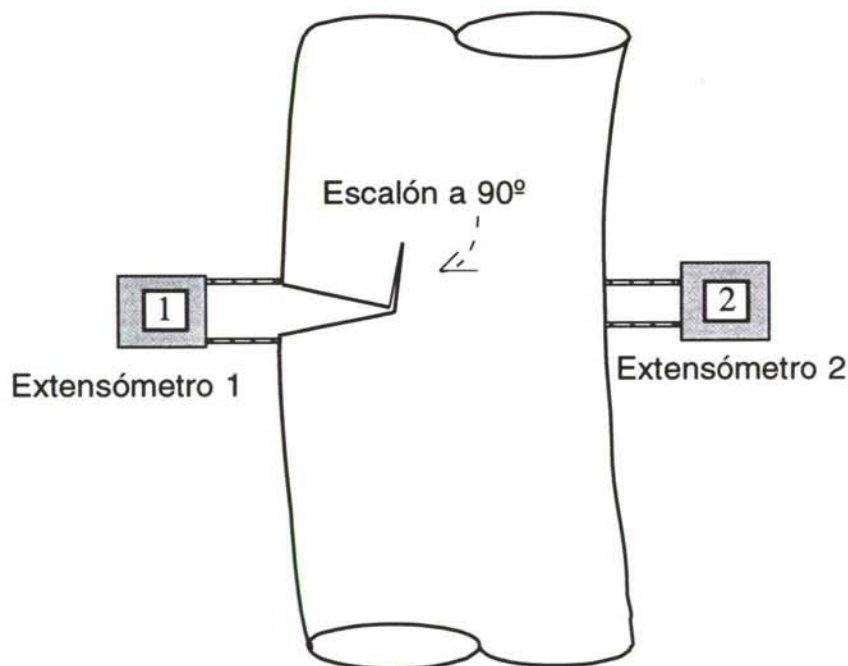


Fig. 4.4. Colocación de los extensómetros para un registro carga-desplazamiento doble.



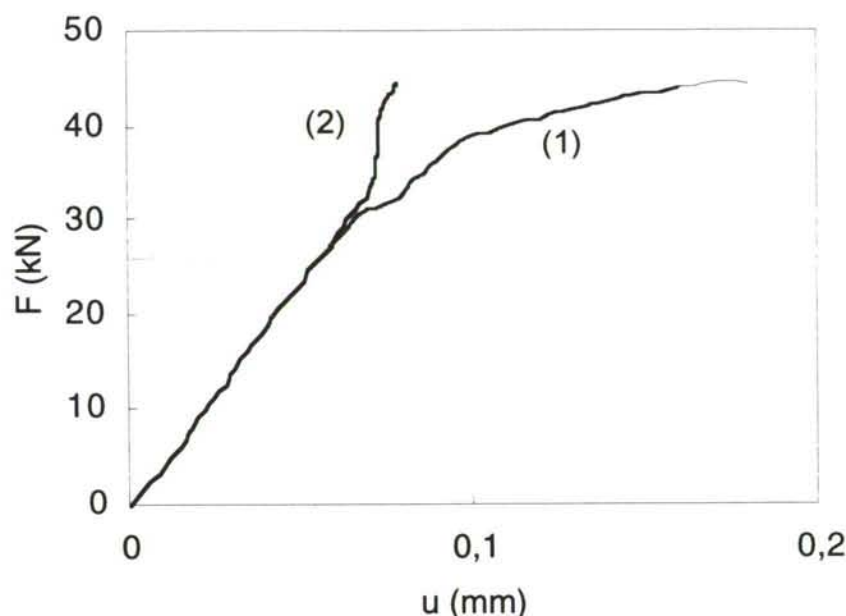


Fig. 4.5. Resultados con dos extensómetros diametralmente opuestos (Acero A6).

Esto demuestra que el escalón de propagación a  $90^\circ$  es el causante de la no linealidad del registro carga-desplazamiento del extensómetro (1), lo que permite localizar en el diagrama F-u el instante de inicio del escalón. A continuación, por efecto geométrico (flexión de la probeta) la señal del extensómetro (1) aumenta mucho mientras que la del (2) prácticamente no aumenta.

Por otra parte, hay que tener en cuenta que los registros F-u obtenidos para los aceros A6 no siempre muestran este tipo de curvas (1). En particular para los ensayos 1-3-9-15 las curvas son completamente lineales (Anexo IV). La diferencia entre éstos y los ensayos 12-13, que dan un registro como el presentado en la Fig. 4.5 para el extensómetro (1), se puede explicar únicamente a partir de la evaluación del cociente  $K_{\max}/K_{IC}$ , que nos indica las condiciones últimas en las que se realizó la fisura de fatiga con respecto a la tenacidad de fractura. En el Anexo V se presenta gráficamente para cada acero la relación entre el factor de intensidad de tensiones crítico  $K_Q$  y el cociente  $K_{\max}/K_{IC}$  de cada ensayo. El análisis de los resultados obtenidos para el acero A6 muestra que el último escalón de fisuración para los aceros 1-3-9-15 fue realizado con  $K_{\max}/K_{IC} > 0.4$  mientras que los ensayos 12 y 13 las condiciones últimas de fisuración fueron más suaves con  $K_{\max}/K_{IC} < 0.4$ .

Es decir, para el acero de pretensado A6 se ha comprobado que según sean las condiciones en las que se ha producido la fatiga justo antes del ensayo de tracción simple, el crecimiento de la fisura se producirá bien de manera estable o inestable. Cuando el último escalón de fisuración se ha realizado con  $K_{\max} > 0.4 K_{IC}$ , la propagación de la fisura es inestable y la rotura sobreviene de manera brusca, quedando este fenómeno reflejado en la forma lineal de la gráfica carga-desplazamiento. En estos casos tiene todo el sentido físico calcular la tenacidad de fractura utilizando el valor de la carga en el instante de la rotura y como longitud de fisura la conseguida en el proceso de fatiga.

En cambio, cuando las condiciones de fisuración han sido menos agresivas con  $K_{\max} < 0.4 K_{IC}$ , el comportamiento en rotura del material es completamente diferente según se aprecia en el registro F-u. La fisura en estos casos se propaga de manera estable y además es posible detectar el instante de inicio del escalón a 90° sobre la superficie del acero mediante el salto gráfico denominado *pop-in*. Una vez producido el escalón, la rotura del alambre se produce en un plano que forma entre unos 20° y 30° con el plano inicial de la fisura (propagación en modo mixto), esto junto con el efecto geométrico de flexión de la probeta origina la señal no lineal registrada en el extensómetro (1) colocado frente a los labios de la fisura. Debido a la propagación en modo mixto que tiene lugar en estos casos lo que se ha medido con la carga máxima de rotura ( $F_Q$ ) y la longitud de fisura de fatiga ( $a$ ) es una *pseudotenacidad* calculada como si la fisura se propagase en modo I y por lo tanto no debe entenderse como una propiedad intrínseca del material, pues dependerá de la geometría. De esta forma los valores así calculados sólo tendrán sentido desde un punto de vista ingenieril y para esa geometría.

A diferencia de lo que ocurre con el acero de pretensado A6, para los aceros A4 y A5 se ha obtenido en todos los casos, partiendo de distintas condiciones de fisuración (abarcando un intervalo que va desde  $K_{\max} = 0.3 K_{IC}$  hasta  $K_{\max} = 0.6 K_{IC}$ ), un registro carga-desplazamiento con un primer tramo recto seguido de un tramo no lineal producido, como se ha demostrado, por el efecto geométrico de flexión originado a raíz del escalón a 90°. Es decir, al realizar el ensayo de tracción a partir de alambres fisurados con  $K_{\max} > 0.4 K_{IC}$  en ningún caso se ha obtenido un registro lineal, como hubiera sido de esperar con el acero A6. Si tenemos en cuenta que el proceso de trefilado consiste básicamente en la orientación progresiva de las colonias de perlita hacia la dirección del eje del alambre, es de esperar que cuanto menor sea el ángulo que forman con el eje del alambre, mayor será la tensión efectiva sobre las colonias, por lo que el



daño acumulado en el proceso de fatiga también será mayor, lo cual permitiría explicar la diferencia de comportamiento que se manifiesta entre los aceros A6 con los aceros A4 y A5 durante el ensayo de fractura a tracción, cuando las condiciones últimas de fisuración han sido similares en todos los casos.

## 1.2. Influencia de las condiciones de fisuración por fatiga

Para evaluar la influencia que sobre la tenacidad de fractura tiene el proceso de fisuración por fatiga, en el Anexo V se han representado para cada acero los resultados del valor crítico del factor de intensidad de tensiones  $K_Q$  (obtenido a partir de la carga máxima del registro carga-desplazamiento y de la fisura de fatiga) frente a los cocientes  $K_{max}/K_{IC}$  y  $K_{max}/K_Q$ , donde  $K_{max}$  es el factor de intensidad de tensiones máximo en el último escalón de fatiga y  $K_{IC}$  la tenacidad de fractura (media de todos los ensayos).

En primer lugar se observa que no existe gran diferencia al tomar como eje de abscisas uno u otro cociente. Este resultado es importante desde el punto de vista experimental ya que permite disponer de un criterio inicial en el laboratorio para determinar las condiciones de fisuración cuando no se conoce exactamente el valor de la tenacidad de fractura  $K_{IC}$ , pudiendo emplearse en su lugar el valor crítico del factor de intensidad de tensiones  $K_Q$ .

En todos los ensayos realizados las condiciones de fisuración por fatiga fueron tales que  $K_{max}$  estuvo comprendido aproximadamente entre un 30% y un 60% de  $K_{IC}$ , siguiendo la normativa existente para los ensayos de tenacidad de fractura que indica que el  $K_{max}$  aplicado no debe superar el 60% de los valores críticos  $K_{IC}$  (Norma ASTM E399-85). Como resultado se ha obtenido que no se produce un aumento aparente de la tenacidad con las distintas condiciones de fisuración. Y por lo tanto se avala el resultado anterior que permite evaluar el proceso de fisuración en términos de  $K_{max}/K_Q$ .



### 1.3. Estudio comparativo de la tenacidad de fractura a partir de la carga máxima y de la carga en el límite elástico

El análisis realizado en el capítulo III sobre la tenacidad de fractura  $K_{IC}^*(F_Q)$  ha puesto de manifiesto que a partir del acero A4 (primer estadio del trefilado en el que se manifiesta el escalón a 90°) se produce un salto brusco en los valores de la tenacidad (Fig. 3.3). Teniendo en cuenta que la tenacidad de fractura es una propiedad mecánica relacionada con la microestructura (KAVISHE y BAKER, 1986) sería de esperar un comportamiento similar, en la evolución con el trefilado, de alguna de las variables microestructurales del acero estudiado.

Los trabajos desarrollados sobre la microestructura del acero perlítico objeto de estudio (OVEJERO, 1998) han puesto de manifiesto que existe una evolución en progresión creciente y sin cambios bruscos en las propiedades microestructurales y en particular en el ángulo de orientación de las colonias de perlita con respecto a la dirección longitudinal del alambre (esta última característica fuertemente relacionada a su vez con el carácter anisótropo que va adquiriendo el material con el trefilado). Y por tanto, se debería producir una evolución sin grandes cambios en los valores obtenidos para la tenacidad de fractura según progresa el trefilado, es decir en una gráfica en la que se representara la tenacidad de fractura frente al grado progresivo de trefilado, se debería obtener una recta de pendiente positiva o una curva monótona creciente.

Por otra parte, de acuerdo con las consideraciones anteriores relativas a la curva F-u, en los aceros A4, A5 y A6 la utilización de la carga máxima del registro F-u supone sobrevalorar la tenacidad sin tener en cuenta que la propagación de la fisura en modo mixto se inicia cuando el registro se hace apreciablemente no-lineal, es decir, para una carga claramente inferior a la máxima. Por lo tanto para los aceros fuertemente trefilados tendría más sentido físico a la hora de calcular la tenacidad de fractura utilizar la longitud de la fisura de fatiga junto con la tensión en el límite elástico, que establece el límite entre el comportamiento en modo I y en modo mixto.

En la Tabla 4.1 se muestran los nuevos valores de tenacidad  $K_Q$  obtenidos, para los aceros fuertemente trefilados, al tomar la carga en el límite elástico ( $F_Y$ ), correspondiente al instante en el cual el *pop-in* se produce, y la longitud de la fisura de fatiga  $a$ .

Tabla. 4.1. Evaluación de la tenacidad de fractura. Aceros A4, A5 y A6.

| A4     |               |           |                                  |
|--------|---------------|-----------|----------------------------------|
| Ensayo | $F_Y$<br>(kN) | a<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
| A4.1   | 33            | 2.61      | 80.3                             |
| A4.2   | 29            | 2.83      | 79.4                             |
| A4.5   | 26            | 2.92      | 75.1                             |
| A4.6   | 26            | 2.79      | 69.7                             |
| A5     |               |           |                                  |
| Ensayo | $F_Y$<br>(kN) | a<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
| A5.2   | 25            | 2.64      | 76.6                             |
| A5.4   | 30            | 2.21      | 71.4                             |
| A5.6   | 27            | 2.71      | 85.9                             |
| A5.7   | 31            | 2.28      | 77.5                             |
| A6     |               |           |                                  |
| Ensayo | $F_Y$<br>(kN) | a<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
| A6.1   | 40            | 1.84      | 94.6                             |
| A6.3   | 25            | 2.80      | 107.5                            |
| A6.9   | 23            | 2.81      | 99.8                             |
| A6.12  | 35            | 1.93      | 88.1                             |
| A6.13  | 32            | 2.12      | 92.8                             |
| A6.15  | 26            | 2.63      | 101.6                            |

A partir de estos datos se ha obtenido la tenacidad de fractura para los aceros A4, A5 y A6. A esta tenacidad calculada a partir de los valores de carga en el límite elástico se la ha denominado  $K_{IC}^*(F_Y)$ . En la Tabla 4.2 y en la Fig. 4.6 se muestran los resultados.

Tabla 4.2. Tenacidades de fractura  $K_{IC}^*(F_Y)$  para los aceros fuertemente trefilados.

| Acero | $K_{IC}^*(F_Y)$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
|-------|--|
| A4    | 76.1                                       |
| A5    | 77.8                                       |
| A6    | 97.4                                       |

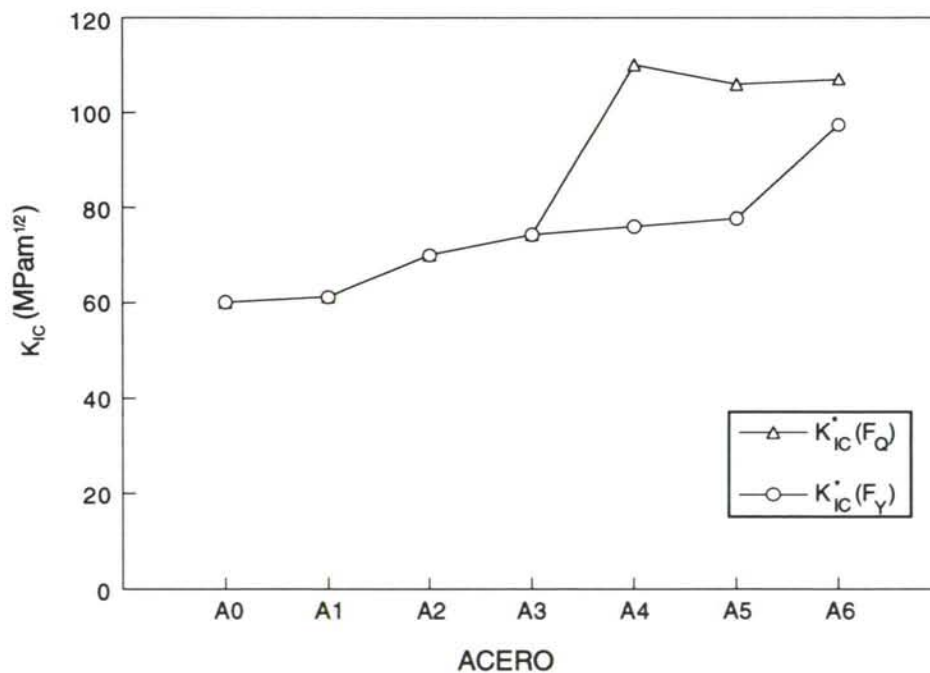


Fig. 4.6. Evolución de la tenacidad de fractura con el trefilado considerando la carga máxima en rotura  $K_{IC}^*(F_Q)$  y la carga en el límite elástico  $K_{IC}^*(F_Y)$ .



La gráfica anterior (Fig. 4.6) nos muestra la diferencia entre los valores de tenacidad que se obtiene, para los aceros fuertemente trefilados, según se considere la propagación de la rotura en modo mixto, tomando la carga máxima en rotura  $K_{IC}^*(F_Q)$  o en modo I considerando la carga en el límite elástico —  $K_{IC}^*(F_Y)$ —. Evidentemente, para los primeros estadios del trefilado (A0, A1, A2 y A3) los valores de la tenacidad son los mismos, pues la rotura se produce en todos los casos en modo I justo en el momento en que comienza la no-linealidad del diagrama carga-desplazamiento. En cambio para los aceros con mayor grado de trefilado (en los que se presenta el escalón de rotura a 90°) los valores de tenacidad que se obtienen teniendo solamente en cuenta la propagación en modo I disminuyen notablemente (en particular para los aceros A4 y A5) con respecto a los valores de  $K_{IC}^*(F_Q)$ .

## 2. CRITERIO BIPARAMETRICO DE FRACTURA EN ALAMBRES FISURADOS

### 2.1. Influencia de la geometría de la fisura

Los resultados de tenacidades calculados hasta el momento se han obtenido a partir de una expresión de  $K_I$  uniparamétrica función de la longitud de la fisura  $a$ . El motivo por el que se decidió realizar el análisis de la tenacidad utilizando esta expresión, se debe en primer lugar a que para la determinación de los parámetros básicos en los que se ha fundamentado el análisis de la evolución del comportamiento del acero con el grado de trefilado se requería únicamente el conocimiento de la longitud de la fisura. Estos parámetros o magnitudes fueron básicamente la rigidez ( $1/C$ ) y la velocidad de propagación de la fisura ( $da/dN$ ). Y en segundo lugar porque la expresión uniparamétrica utilizada fue obtenida por VALIENTE (1980) por métodos de flexibilidad, y por tanto sería la más conveniente para comenzar un estudio basado en el método de la flexibilidad para conocer la longitud de la fisura.

Para comprobar la influencia que la geometría de la fisura tiene sobre la tenacidad de fractura, es preciso realizar los cálculos de tenacidad tomando como base una expresión biparamétrica del factor de intensidad de tensiones función de las magnitudes  $a$  y  $b$  que describen la forma elíptica de la fisura. A lo largo de los últimos años, siendo el cálculo del factor de intensidad de tensiones un problema fundamental para abordar el estudio de barras

cilíndricas fisuradas, se han desarrollado distintos métodos de análisis y soluciones aproximadas de  $K_I$ . Así por ejemplo DAOUD y CARTWRIGHT (1984) realizaron cálculos numéricos de  $K_I$  utilizando un modelo de elementos finitos en tensión plana con sección variable (pseudo análisis tridimensional), ATHANASSIADIS *et al.* (1981) propusieron una solución para  $K_I$  obtenida por el método de la ecuación integral de contorno. Sin embargo el método más ampliamente aceptado para el cálculo de  $K_I$  es el análisis por elementos finitos en 3D, destacando los trabajos realizados por ASTIZ (1986) y CARPINTERI (1992). En particular, en el presente trabajo y para realizar el análisis biparamétrico se utilizará la expresión de  $K_I$  obtenida por el primero:

$$Y = \frac{K_I}{\sigma\sqrt{\pi a}} = \sum_{\substack{i=0 \\ i \neq 1}}^4 \sum_{j=0}^3 C_{ij} \left(\frac{a}{D}\right)^i \left(\frac{a}{b}\right)^j \quad (4.4)$$

donde  $Y$  es el factor de intensidad de tensiones adimensional,  $K_I$  es el factor de intensidad de tensiones,  $\sigma$  es la tensión remota,  $a$  es la longitud de fisura,  $D$  es el diámetro del alambre,  $b$  es el semiancho de la elipse que describe la fisura y  $C_{ij}$  son los coeficientes de interpolación dados en la Tabla 4.3 (ASTIZ, 1986).

Tabla 4.3. Coeficientes  $C_{ij}$  de la expresión biparamétrica del factor de intensidad de tensiones.

| i | j     |         |         |        |
|---|-------|---------|---------|--------|
|   | 0     | 1       | 2       | 3      |
| 0 | 1.118 | -0.171  | -0.339  | 0.130  |
| 2 | 1.405 | 5.902   | -9.057  | 3.032  |
| 3 | 3.891 | -20.370 | 23.217  | -7.555 |
| 4 | 8.328 | 21.895  | -36.992 | 12.676 |

El procedimiento seguido para la medidas de  $a$  y  $b$  consistió en reproducir sobre un papel transparente la imagen de la fisura ampliada (entre 50 y 100 aumentos) presentada en la pantalla del proyector de perfiles. Sobre esta imagen aumentada se prolongaron los extremos A y B de la fisura hasta intersectar la recta perpendicular a la línea OM sobre la que se realizó la medida de la longitud de la fisura (Fig. 4.7).

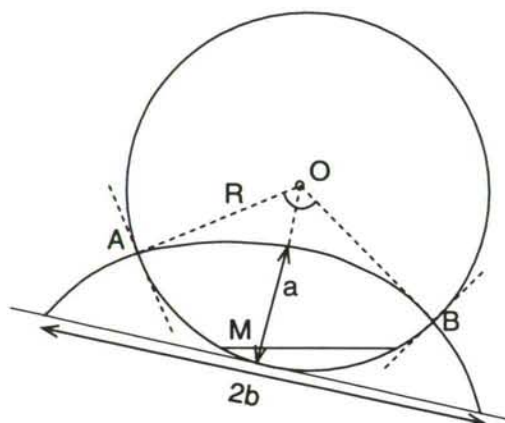


Fig. 4.7. Medida de la profundidad  $a$  y ancho  $b$  de la semielipse en fisuras asimétricas.

En la Fig. 4.8 se presenta la relación existente entre la profundidad  $a$  y la anchura  $b$  de la fisura para los distintos aceros, destacando la relación lineal que existe entre ambos parámetros en el intervalo de fisuras utilizado. Por otra parte, representando el cociente  $a/b$  frente al número de ciclos transcurridos en el ensayo de fatiga ( $N^\circ$  ciclos en la Fig. 4.9) se observa que a medida que aumenta la duración de los ensayos la relación entre los parámetros característicos de la fisura tiende hacia un valor constante próximo a 0.6.

Desde la Tabla 4.4 hasta la Tabla 4.6 se muestran los valores de la tenacidad de fractura de cada ensayo ( $K_Q$ ) obtenidos a partir de la carga en rotura ( $F_Q$ ), de la profundidad de fisura  $a$  y del ancho de la fisura  $b$ . A partir de estos datos se ha calculado la media obteniendo así la tenacidad de fractura para cada acero (Tabla 4.7). Por comodidad en la nomenclatura y para diferenciar estos resultados (usando la expresión de ASTIZ (1986)) de los obtenidos en el capítulo III (usando la expresión de VALIENTE (1980)), el valor medio de la tenacidad de fractura se denominará  $K_{IC}^{**}(F_Q)$ . En la Fig. 4.10 se muestra gráficamente la evolución de los valores de tenacidad según progresa el trefilado utilizando la expresión biparamétrica.



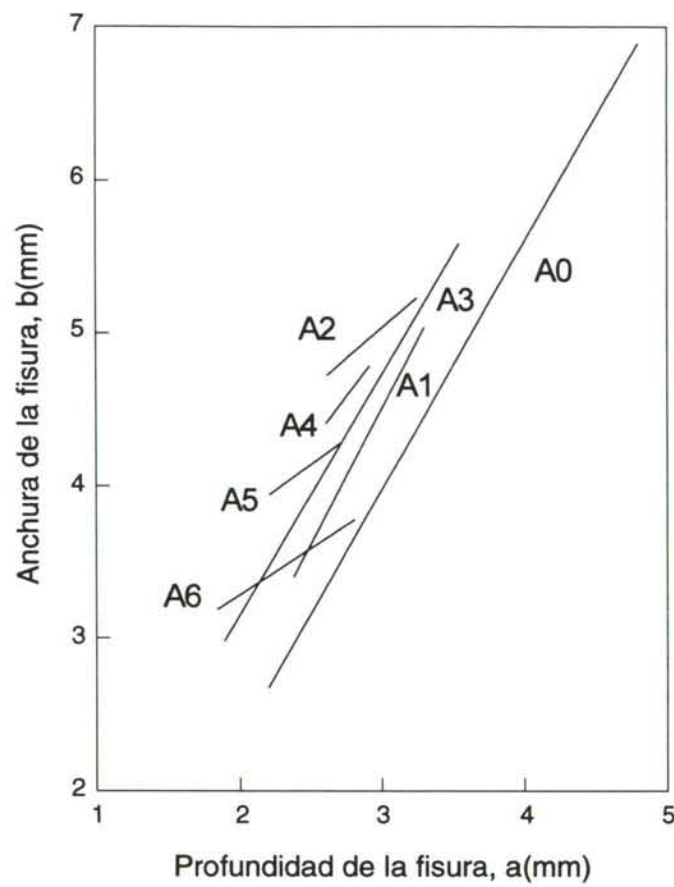


Fig. 4.8. Relación entre la anchura  $b$  y la profundidad  $a$  de las fisuras de fatiga en muestras cilíndricas.

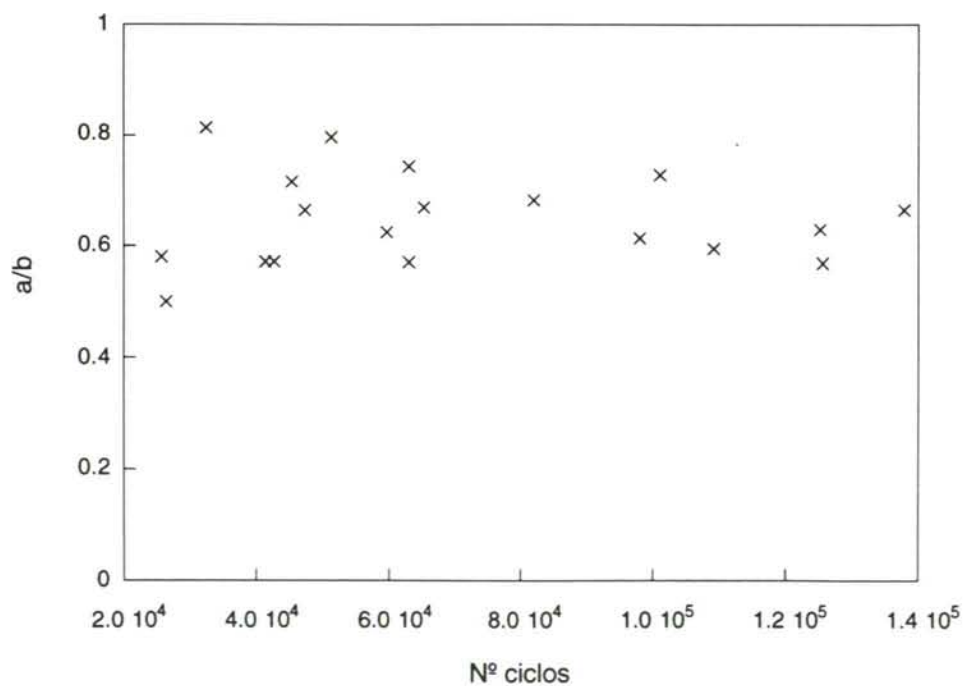


Fig. 4.9. Relación entre las dimensiones de la fisura y el número de ciclos.

Tabla. 4.4. Evaluación de la tenacidad de fractura. Acero A0 y A1.

| A0     |               |           |           |                                  |
|--------|---------------|-----------|-----------|----------------------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | b<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
| A0.1   | 57            | 3.19      | 4.11      | 49.96                            |
| A0.5   | 58            | 3.54      | 3.92      | 50.98                            |
| A0.6   | 47            | 3.25      | 5.40      | 46.78                            |
| A0.7   | 52            | 3.59      | 4.32      | 49.32                            |
| A0.9   | 42            | 3.58      | 5.79      | 45.75                            |
| A0.12  | 66            | 2.70      | 3.52      | 51.04                            |
| A0.13  | 83            | 2.20      | 2.48      | 51.87                            |
| A0.14  | 30            | 4.80      | 6.90      | 44.79                            |

| A1     |               |           |           |                                  |
|--------|---------------|-----------|-----------|----------------------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | b<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
| A1.1   | 52            | 2.52      | 3.98      | 56.2                             |
| A1.2   | 59            | 2.38      | 3.32      | 57.9                             |
| A1.3   | 50            | 2.56      | 3.75      | 52.9                             |
| A1.6   | 47            | 2.91      | 3.65      | 52.4                             |
| A1.9   | 42            | 3.06      | 4.60      | 53.0                             |
| A1.10  | 39            | 3.30      | 5.20      | 54.7                             |
| A1.11  | 43            | 3.01      | 4.81      | 54.3                             |

Tabla. 4.5. Evaluación de la tenacidad de fractura. Acero A2, A3 y A4.

| A2     |               |           |           |                                  |
|--------|---------------|-----------|-----------|----------------------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | b<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
| A2.2   | 42            | 2.97      | 5.20      | 64.9                             |
| A2.3   | 50            | 2.62      | 4.60      | 67.9                             |
| A2.5   | 40            | 2.83      | 4.95      | 58.2                             |
| A2.8   | 39            | 2.95      | 5.01      | 58.9                             |
| A2.14  | 38            | 3.25      | 5.11      | 61.8                             |
| A3     |               |           |           |                                  |
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | b<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
| A3.6   | 28            | 3.55      | 5.55      | 68.4                             |
| A3.7   | 68            | 1.88      | 3.02      | 85.7                             |
| A3.9   | 49            | 2.17      | 3.65      | 69.6                             |
| A4     |               |           |           |                                  |
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | b<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
| A4.1   | 44            | 2.61      | 4.10      | 91.6                             |
| A4.2   | 42            | 2.83      | 4.32      | 93.7                             |
| A4.5   | 40            | 2.92      | 4.40      | 91.8                             |
| A4.6   | 39            | 2.79      | 4.21      | 85.3                             |



Tabla. 4.6. Evaluación de la tenacidad de fractura. Aceros A5 y A6.

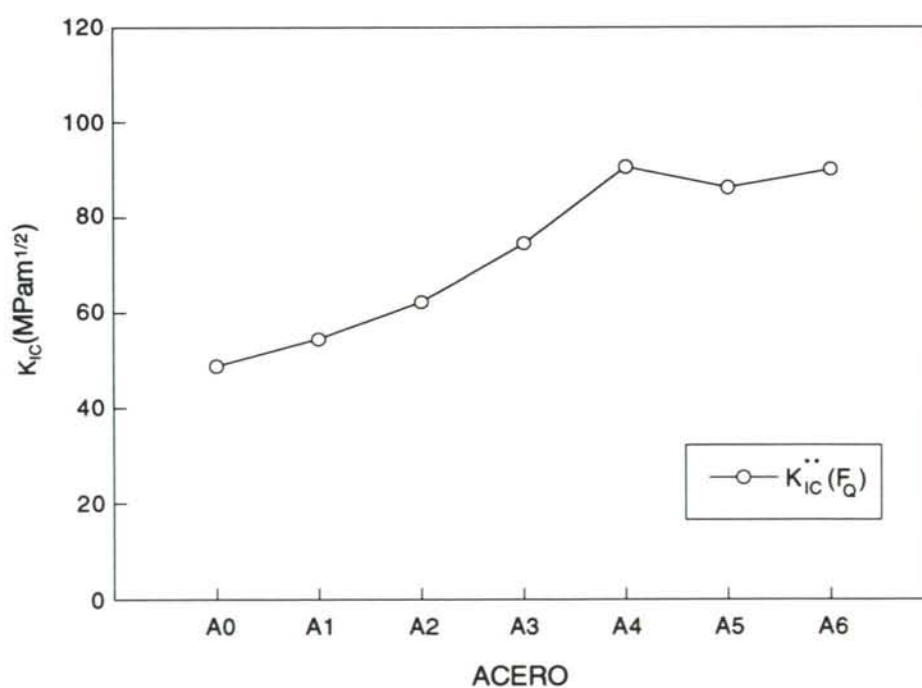
| A5     |               |           |           |                                  |
|--------|---------------|-----------|-----------|----------------------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | b<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
| A5.2   | 36            | 2.64      | 4.15      | 89.9                             |
| A5.4   | 43            | 2.21      | 4.25      | 72.5                             |
| A5.6   | 33            | 2.71      | 4.40      | 87.0                             |
| A5.7   | 44            | 2.28      | 3.65      | 95.7                             |

| A6     |               |           |           |                                  |
|--------|---------------|-----------|-----------|----------------------------------|
| Ensayo | $F_Q$<br>(kN) | a<br>(mm) | b<br>(mm) | $K_Q$<br>(MPa m <sup>1/2</sup> ) |
| A6.1   | 43            | 1.84      | 3.42      | 96.0                             |
| A6.3   | 28            | 2.80      | 3.61      | 84.1                             |
| A6.9   | 23            | 2.81      | 4.02      | 77.4                             |
| A6.12  | 45            | 1.93      | 3.09      | 100.5                            |
| A6.13  | 42            | 2.12      | 3.25      | 102.1                            |
| A6.15  | 27            | 2.63      | 3.65      | 80.5                             |

Tabla. 4.7. Tenacidad de fractura  $K_{IC}^{**}(F_Q)$  para los aceros de la familia A.

| Acero | $K_{IC}^{**}(F_Q)$<br>MPa m <sup>1/2</sup> |
|-------|--|
| A0    | 48.8                                       |
| A1    | 54.5                                       |
| A2    | 62.3                                       |
| A3    | 74.6                                       |
| A4    | 90.6                                       |
| A5    | 86.3                                       |
| A6    | 90.1                                       |

Fig. 4.10. Evolución de la tenacidad de fractura  $K_{IC}^{**}(F_Q)$  con el trefilado.

## 2.2. Comparación de criterios de fractura

Para evitar la influencia que la propagación en modo mixto introduce sobre los valores de la tenacidad, es conveniente realizar un análisis en el que sólo se considere propagación en modo I estimando la tenacidad de fractura a partir de la carga en el límite elástico (Tabla. 4.8), de esta forma también se puede comparar con los resultados que se obtuvieron con la expresión uniparamétrica. En la Fig. 4.11 se presenta un compendio de los resultados evaluados para la tenacidad de fractura siguiendo distintos métodos (expresión uniparamétrica y biparamétrica función de la carga máxima o de rotura y de la carga en el límite elástico).

Tabla 4.8. Tenacidades de fractura  $K_{IC}^{**}(F_Y)$  para los aceros fuertemente trefilados.

| Acero | $K_{IC}^{**}(F_Y)$<br>MPa m <sup>1/2</sup> |
|-------|--|
| A4    | 62.4                                       |
| A5    | 67.2                                       |
| A6    | 79.4                                       |

Si para los datos de tenacidad de fractura presentados en la Fig. 4.11 se realiza el cálculo de la desviación media de los valores medios siguiendo la expresión (3.9) se obtienen los resultados presentados en la Fig. 4.12, en donde se comprueba que los valores de tenacidad para los primeros estadios del trefilado son mucho más fiables al utilizar una expresión biparamétrica que los obtenidos con una expresión uniparamétrica (utilizando en ambos casos la carga  $F_Q$ ). En el primer caso el error cometido se sitúa entre 2 y 4 MPam<sup>1/2</sup> mientras que en el segundo caso oscila entre 4 y 7 MPam<sup>1/2</sup>. Sin embargo, en ambos casos la desviación estándar toma valores muy elevados en los últimos estadios del trefilado, debido fundamentalmente a la no linealidad del registro carga-desplazamiento. Por otra parte se muestra que la desviación estándar obtenida en la tenacidad de fractura haciendo uso de la carga en el límite elástico  $F_Y$  es similar con independencia del criterio utilizado.



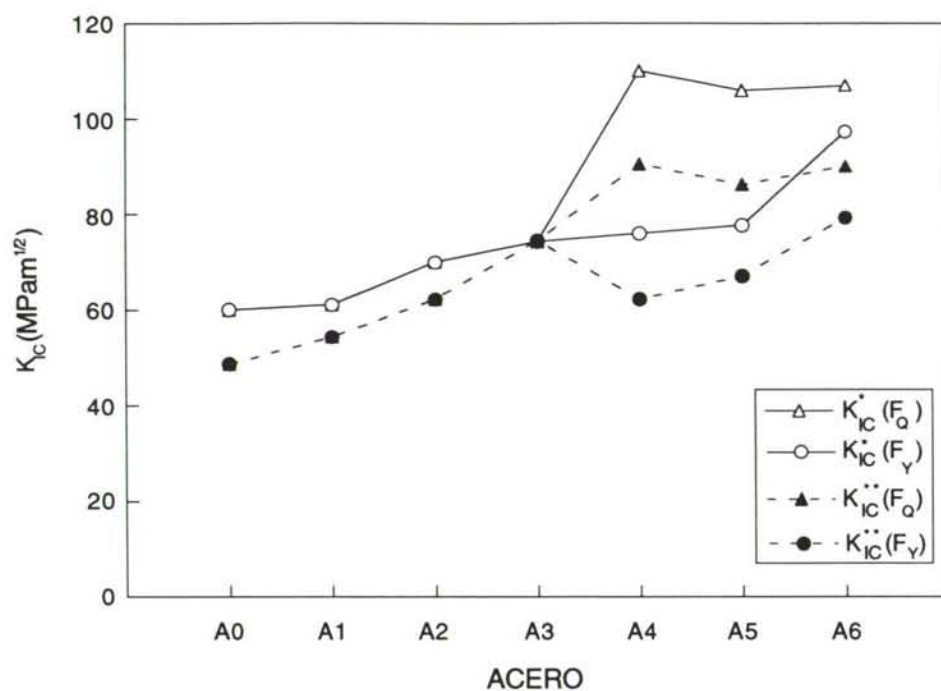


Fig. 4.11. Análisis comparativo de la tenacidad de fractura según criterio uniparamétrico y biparamétrico función de la carga máxima y de la carga en el límite elástico.

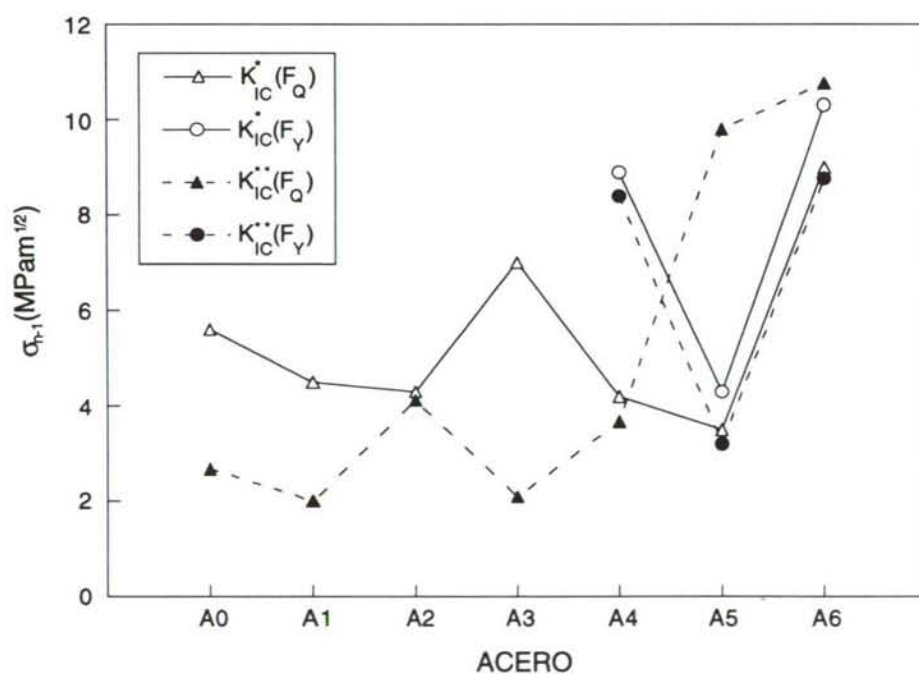


Fig. 4.12. Comparación entre las desviaciones estándar  $\sigma_{n-1}$  obtenidas según los diferentes criterios de cálculo de la tenacidad de fractura.

En consecuencia, el utilizar una expresión uniparamétrica para calcular el factor de intensidad de tensiones supone sobrevalorar el valor de la tenacidad de fractura cuando esta se calcula a partir de la carga máxima de rotura — $K_{IC}^*(F_Q)$ — y en particular para los aceros con mayor grado de trefilado. En estos casos, se puede conseguir una atenuación de los valores de la tenacidad utilizando en lugar de la carga máxima en rotura la carga en el límite elástico — $K_{IC}^*(F_Y)$ — siendo en este punto donde se produce el *pop-in* y el material fisurado sometido a tracción deja de comportarse en modo I, dando lugar a una propagación de la fisura de rotura en modo mixto. Introduciendo esta modificación en la expresión uniparamétrica se consigue no sólo reducir los valores de la tenacidad, según se ha comentado, sino que además se consigue que estos se incrementen de manera continua con el trefilado, pudiendo así medir una verdadera tenacidad de fractura  $K_{IC}^*(F_Y)$ , propiedad del material, en lugar de la pseudotenacidad  $K_{IC}^*(F_Q)$ , dependiente de la geometría.

Con la introducción de un criterio biparamétrico que expresara el factor de intensidad de tensiones en función de los parámetros básicos que describen la forma de la fisura (profundidad  $a$  y semi-ancho  $b$ ) y utilizando la tensión máxima de rotura — $K_{IC}^{**}(F_Q)$ — se obtienen valores de tenacidad de fractura inferiores a los obtenidos con  $K_{IC}^*(F_Q)$ . Pero además, el cambio de criterio no afecta por igual a todos los aceros, pues para los fuertemente trefilados la diferencia de valores viene a ser aproximadamente el doble que para los aceros débilmente trefilados, lo que corrobora el hecho de que resulta mucho más apropiado utilizar un criterio biparamétrico sobre todo por la corrección de los valores de la tenacidad en los aceros fuertemente trefilados.

## CAPITULO V

### CONCLUSIONES

En la presente Tesis se ha realizado un estudio sobre la propagación de fisuras por fatiga (régimen subcrítico) y fractura (régimen crítico) en acero de pretensado, así como en los materiales que constituyen los escalones intermedios del proceso de fabricación. Para la obtención de acero de pretensado se parte de un alambrón laminado en caliente (acero inicial sin trefilar) al cual se le somete a un proceso de trefilado progresivo pasando por diversas hileras en las cuales su diámetro disminuye y su límite elástico aumenta debido a un mecanismo de endurecimiento por deformación. Así pues, el producto final es un material de alta resistencia, muy adecuado para su empleo en hormigón pretensado dada su capacidad para trabajar en régimen elástico a niveles tensionales elevados. El grado de trefilado (o nivel de endurecimiento por deformación) se considera la variable fundamental para elucidar las consecuencias del proceso de fabricación en el posterior comportamiento en servicio del acero.



## 1. CRECIMIENTO SUBCRITICO (FATIGA)

Mediante ensayos cíclicos de fatiga en probetas cilíndricas entalladas y la observación posterior por microscopía electrónica de las superficies fisuradas, se ha estudiado el crecimiento subcrítico de fisuras en los aceros con distinto grado de trefilado, analizando la tasa de crecimiento de la fisura ( $da/dN$ ) en función de intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones ( $\Delta K$ ). Los resultados han conducido a las siguientes conclusiones:

1.- Los cambios microestructurales producidos por el trefilado (orientación de las colonias de perlita así como de las láminas de ferrita y cementita en la dirección del trefilado) mejoran el comportamiento de los alambres en fatiga, aumentando la resistencia a la propagación de la fisura. Además, independientemente del grado de trefilado, el avance de la fisura se produce en un plano transversal al eje del alambre (perpendicular a la dirección de sollicitación), lo cual implica que la propagación es siempre en modo I.

2.- El análisis de las fractografías ha permitido establecer una clara diferencia entre la propagación de la fisura en las regiones II (o región de Paris con crecimiento subcrítico) y III (próximo a la fractura o cuasi-crítico). Al fisurar con valores intermedios de  $\Delta K$  el aspecto de la superficie de fatiga es de estrías alargadas y orientadas en la dirección de avance de la fisura, mientras que en la región III, de rápido crecimiento de la fisura, el aspecto de la superficie es mucho más abrupto, por lo que se les denomina superficies de desgarró. La única diferencia que se observa en la superficies de fatiga entre los distintos aceros se produce en la región II para tasas de crecimiento muy bajas (próximas a la región I). En estos casos según avanza el trefilado las estrías de fatiga están menos definidas, aunque por contra existe una orientación mucho más clara en la dirección de avance de la fisura, provocada por la orientación de los planos cristalográficos asociados a las colonias de perlita.

## 2. PROPAGACION CRITICA (FRACTURA)

Para analizar el comportamiento en fractura (propagación crítica de la fisura) de los aceros con distinto grado de trefilado se han realizado ensayos de tracción axial sobre muestras fisuradas. Aplicando las herramientas de la Mecánica de la Fractura elástico-lineal se ha

evaluado la tenacidad de fractura utilizando distintas expresiones para el factor de intensidad de tensiones. La observación posterior por microscopía electrónica de las superficies fisuradas ha permitido analizar en detalle los micromecanismos por los que se produce la rotura. Las conclusiones a las que se ha llegado son las siguientes:

1.- Los resultados experimentales muestran que el trefilado progresivo afecta claramente al comportamiento en fractura del acero, de forma que los aceros fuertemente trefilados exhiben anisotropía resistente, con un cambio en la dirección de propagación con respecto a la dirección inicial (perpendicular al eje del alambre) para aproximarse a la propia dirección del trefilado, lo que significa que la propagación de la fisura pasa de ser en modo I a producirse en modo mixto con fuerte componente de modo II.

2.- A nivel microscópico, las diferencias en topografía de fractura de un acero a otro son claramente apreciables con una transición progresiva desde clivaje a microhuecos (con facetas aisladas de clivaje) entre los extremos del proceso de trefilado (alambrón y acero de pretensado). En los aceros no trefilados o débilmente trefilados (A0 y A1) la rotura se produce por clivaje a partir de la fisura de fatiga. En los medianamente trefilados (A2 y A3) aparece una región de microhuecos de profundidad  $x_m$  y a continuación clivaje. En los aceros con un grado de trefilado intermedio/alto (A4, A5 y A6) se produce, a una distancia  $x_s$  de la fisura de fatiga, un escalón a  $90^\circ$  que delimita las zonas de propagación de la fisura en modo I y en modo mixto, con topografías de fractura de microhuecos y microhuecos con clivaje respectivamente.

3.- La existencia en los aceros fuertemente trefilados de pseudocolonias perlíticas con una esbeltez excesiva, alineadas en dirección del trefilado (eje del alambre) y con un espaciado interlaminar (local) anómalo hace de estas pseudocolonias zonas preferenciales de fractura de mínima resistencia y posiblemente responsables del escalón a  $90^\circ$ . Además el hecho de que la frecuencia de aparición de las citadas pseudocolonias perlíticas aumente con el trefilado puede explicar el que la distancia  $x_s$  entre la fisura de fatiga y el escalón a  $90^\circ$  disminuya al aumentar el grado de trefilado en el acero (hasta que en el acero de pretensado esta distancia se hace cero).



4.- Las diferencias observadas en la curva carga-desplazamiento (F-u) de los distintos aceros pueden atribuirse al modo de fractura en cada caso. Así, en los aceros débil o medianamente trefilados (A0-A3) la fractura es predominantemente frágil y en modo I, por lo que el registro F-u resulta prácticamente lineal. En los aceros con un grado de trefilado intermedio/alto (A4-A5-A6), la presencia del escalón a 90° puede explicar el tramo no lineal de la curva F-u, y esta hipótesis ha sido comprobada experimentalmente realizando un ensayo de fractura con dos extensómetros situados en posiciones diametralmente opuestas, uno frente a los labios de la fisura y el otro en la parte posterior, y observando un efecto de flexión como consecuencia de la propagación en modo mixto.

5.- Desde el punto de vista ingenieril, la tenacidad de fractura de los aceros aumenta apreciablemente con el trefilado, y esta mejora de propiedades es consecuencia no sólo de la mejora intrínseca de propiedades con el trefilado (modificación microestructural en el material), sino también de la propia anisotropía resistente, pudiéndose hablar de una *pseudotenacidad de fractura* muy alta en los aceros fuertemente trefilados, si bien este parámetro no es una verdadera propiedad del material, pues depende de la geometría particular.

6.- La verdadera tenacidad de fractura (propiedad del material) correspondiente al instante de *iniciación* del proceso de rotura puede obtenerse a partir de la fisura de fatiga y la carga correspondiente al límite elástico en la curva carga-desplazamiento, punto que corresponde al instante del *pop-in* en el que se produce el escalón de fractura y la fisura pasa a propagarse en modo mixto con un aumento apreciable de carga y no linealidad en el registro F-u.

7.- Se ha puesto de manifiesto la ventaja de utilizar un criterio de fractura basado en una expresión biparamétrica del factor de intensidad de tensiones (en función de los dos parámetros que definen la geometría de la fisura, profundidad y ancho), que mejora sensiblemente los resultados de tenacidad de fractura y disminuye el error experimental. Este criterio de fractura resulta adecuado para el diseño ingenieril en régimen de tolerancia al daño.



## TRABAJOS FUTUROS

Una vez alcanzados los objetivos propuestos, los resultados obtenidos y las técnicas desarrolladas en este trabajo, permiten abrir camino para nuevas investigaciones relacionadas con el tema de investigación de la Tesis.

Una vez analizada la propagación de fisuras de fatiga, se trataría de complementar el estudio determinando las condiciones de iniciación de fisuras superficiales en el material inicialmente libre de defectos, para lo cual se analizarán las tensiones residuales en superficie mediante difracción de Rayos X con el fin de relacionar el estado tensional superficial con el *umbral de iniciación* de fisuras por fatiga, expresado éste en función de la tensión aplicada externamente sobre el alambre. El interés ingenieril y científico de este objetivo es muy grande pues este fenómeno es el primer paso en cualquier proceso subcrítico de fractura sin intervención del ambiente.

El conocimiento completo de los micromecanismos de fractura en el acero de pretensado requiere un estudio más amplio, sobre todo por la influencia del nivel de constreñimiento (triaxialidad), para lo cual se realizarán ensayos de fractura sobre muestras entalladas con diferentes geometrías de entalla (diferentes radios y profundidades) para evaluar así la influencia de la triaxialidad sobre el proceso de fractura. Este objetivo tiene un interés muy alto, no sólo por la proliferación de defectos de tipo entalla (con radio de curvatura finito) en ingeniería, sino porque las entallas permiten generar estados tensionales triaxiales muy diferentes y cubrir así un amplio abanico de situaciones de rotura, asociadas con micromecanismos de fractura muy diferentes, lo que redundará en un interés primordial en ciencia e ingeniería de materiales estructurales. Por otra parte, las geometrías entalladas permiten la modelización del proceso de fractura mediante cálculo computacional (método de los elementos finitos), lo que proporciona una información adicional muy valiosa.

Siguiendo con la investigación empezada en este trabajo, sería interesante estudiar, sobre estos mismos alambres, la influencia de la temperatura sobre el comportamiento en fractura, para lo cual se empleará una metodología experimental consistente en realizar ensayos de fractura a bajas temperaturas sobre muestras entalladas y fisuradas de tal forma que las tareas realizadas a temperatura ambiente se realizarían a temperaturas inferiores hasta alcanzar  $-150^{\circ}\text{C}$ .

## BIBLIOGRAFIA

ASM (1992)

*ASM Handbook (Vol. 12: Fractography).*

ASM International, Materials Park, OH.

ASM (1995)

*ASM Handbook (Vol. 9: Metallography and Microstructures).*

ASM International, Materials Park, OH.

ASTIZ, M.A. (1976)

Estudio de la estabilidad de una fisura superficial en un alambre de acero de alta resistencia.

Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid.

ASTIZ, M.A. (1986)

An incompatible singular elastic element for two and three dimensional crack problems.

*International Journal of Fracture* **31**, 105-124.

ASTIZ, M.A., ELICES, M., VALIENTE, A. (1986)

Numerical and experimental analysis of cracked cylindrical bars.

*Fracture Control of Engineering Structures-ECF 6* (H.C. van Elst and A. Bakker, Eds.), EMAS, West Midlands, pp. 65-74.

ASTIZ, M.A., VALIENTE, A., ELICES, M., BUI, H.D. (1984)

Anisotropic fracture behaviour of prestressing steels.

*Life Assessment of Dynamically Loaded Materials and Structures* (L. Faria, Ed.), EMAS, West Midlands, pp. 385-396.

ASTM (1985)

*Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials.*

ASTM, Philadelphia.

ATHANASSIADIS, A., BOISSENOT, J.M., BREVET, P., FRANCOIS, D., RAHARINAIVO, A. (1981)

Linear elastic fracture mechanics computations of cracked cylindrical tensioned bodies.

*International Journal of Fracture* **17**, 553-566.

BARSOM, J.M., ROLFE, S.T. (1987)

*Fracture and Fatigue Control in Structures. Applications of Fracture Mechanics.*

Prentice-Hall, Englewood Cliffs, New Jersey.

BEREMIN, F.M. (1981)

Study of fracture criteria for ductile rupture of A508 steel.

*Proc. 5th Int. Conf. on Fracture* (D. Francois, Ed.), Cannes, France, pp. 809-816.

BLOM, A.F., HOLM, D.K. (1985)

An experimental and numerical study of crack closure.

*Engineering Fracture Mechanics* **22**, 997-1011.

BOWEN, P., DRUCE, S.G., KNOTT, J.F. (1986)

Effect of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel.

*Acta Metallurgica* **34**, 1121- 1131.

BROEK, D. (1991)

*Elementary Engineering Fracture Mechanics.*

Kluwer Academic Publishers, Dordrecht.

CABALLERO, L. (1985)

Corrosión bajo tensión en aceros eutectoides trefilados y en aceros hipoeutectoides, térmicamente tratados.

Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid.

CABALLERO, L., ELICES, M. (1986)

Influencia de la velocidad de deformación en la propagación de fisuras por corrosión bajo tensión.

*Corrosión y Protección* **XVII**, **1**, 15.

CARPINTERI, A. (1992)

Elliptical-arc surface cracks in round bars.

*Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* **15**, 1141-1153.

CARPINTERI, A. (1994)

Propagation of surface cracks under cyclic loading.

*Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures* (Carpinteri, Ed.). Elsevier Science B.V., The Netherlands, pp. 653-705.



CURRY, D.A., KNOTT, J.F. (1978)

Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel.

*Metal Science* **12**, 511-514.

CHERRY, B.W., PRICE, S.M. (1980)

Pitting, crevice and stress corrosion cracking studies of cold drawn eutectoid steels.

*Corrosion Science* **20**, 1163-1184.

DAOUD, O.E.K., CARTWRIGHT, D.J. (1984)

Strain energy release rates for a straight-fronted edge crack in a circular bar subject to bending.

*Engineering Fracture Mechanics* **19**, 701-707.

DIETER, G.E. (1967)

*Metalurgia Mecánica.*

Aguilar, S.A., Madrid.

ELBER, W. (1970)

Fatigue crack closure under cyclic tension.

*Engineering Fracture Mechanics* **2**, 37-45.

ELICES, M. (1985)

Fracture of steels for reinforcing and prestressing concrete.

*Fracture Mechanics of Concrete: Structural Application and Numerical Calculation* (G.C. Sih and A. DiTommaso, Eds.). Martinus Nijhoff Publishers, The Netherlands, pp. 226 - 271.

ELICES, M., LLORCA, J., ASTIZ, M.A. (1994)

Fatigue of steels for concrete reinforcement and cables.

*Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures* (Carpinteri, Ed.). Elsevier Science B.V., The Netherlands, pp. 194 -220.

ESSMANN, U., MUGHRABI, H. (1979)

Annihilation of dislocations during tensile and cyclic deformation and limits of dislocation densities.

*Philosophical Magazine A* **40**, 731-756.

EMBURY, J.D., FISHER, R.M. (1966)

The structure and properties of drawn pearlite.

*Acta Metallurgica* **14**, 147-159.

GERBERICH, W.W. (1995)

Microstructure and fracture.

*ASM Handbood (Vol. 8: Mechanical Testing).*

ASM International, Materials Park, OH, pp. 476-491.

HERTZBERG, R.W. (1989)

*Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials.*

Wiley, New York.

HYZAK, J.M., BERNSTEIN, I.M. (1976)

The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels.

*Metallurgical Transactions 7A*, 1217-1224.

JOHNSON, W., MELLOR, P.B. (1983)

*Engineering Plasticity.*

Ellis Horwood Ltd., Publishers, Chichester.

KANNINEN, M.F., POPELAR, C.H. (1985)

*Advanced Fracture Mechanics.*

Oxford University Press, Inc., New York.

KASSIR, M.K., SIH, G.C. (1975)

*Mechanics of Fracture.*

Noordhoff, Leyden.

KAVISHE, F.P.L., BAKER, T.J. (1986)

Effect of prior austenite grain size and pearlite interlamellar spacing on strength and fracture toughness of a eutectoid rail steel.

*Materials Science and Technology 2*, 816-822.

KHARIN, V., TORIBIO, J. (1998)

Alternating stress-strain fields near a crack tip under cyclic loading.

*Anales de Mecánica de la Fractura 15*, 355-360.

KITAGAWA, H. (1994)

Introduction to fracture mechanics of fracture.

*Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures* (Carpinteri, Ed.). Elsevier Science B.V., The Netherlands, pp. 47-106.

LAIRD, C., FINNEY, J.M., KUHLMANN-WILSDORF, D. (1981)

Dislocation behavior in fatigue. VI. Variation in the localization of strain in persistent slip bands.

*Materials Science and Engineering* **50**, 127-136.

LANCHA, A.M. (1987)

Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides.

Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid.

LANDES, J.D. (1993)

A two criteria statistical model for transition fracture toughness.

*Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* **16**, 1161-1174.

LANGFORD, G. (1970)

A study of the deformation of patented steel wire.

*Metallurgical Transactions* **1**, 465-477.

LIN, T., EVANS, A.G., RITCHIE, R.O. (1987)

Stochastic modelling of the independent roles of particle size and grain size in transgranular cleavage fracture.

*Metallurgical Transactions* **18A**, 641-651.

LLORCA, F.J. (1986)

Iniciación y propagación de fisuras por fatiga en alambres de acero de pretensado.

Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid.

LLORCA, F.J., SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V. (1987)

Fatigue threshold determination in high strength cold drawn eutectoid steel wires.

*Engineering Fracture Mechanics* **26**, 869-882.

LLORCA, F.J., SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V. (1989)

Fatigue limit and fatigue life prediction in high strength cold drawn eutectoid steel wires.

*Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* **12**, 31-45.

LOUAT, N., SADANANDA, K., DUESBERY, M., VASUDEVAN, A.K. (1993)

A theoretical evaluation of crack closure.

*Metallurgical Transactions* **24 A**, 2225-2232.



MARTÍN, A. (1987)

Estudio de la corrosión-fatiga en aceros eutectoides trefilados, en agua de mar artificial.

Tesis Doctoral, Universidad Autónoma de Madrid.

MARTÍN, A., SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V. (1988)

Environmentally assisted fatigue crack growth in high strength eutectoid cold drawn steel.

*British Corrosion Journal* **23**, 96-101.

MILLER, L.E., SMITH, G.C. (1970)

Tensile fractures in carbon steels.

*Journal of the Iron and Steel Institute* **208**, 998-1005.

MORENO, B., ZAPATERO, J., PASCUAL, J. (1997)

Determinación experimental del cierre de grieta en fatiga.

*Anales de Mecánica de la Fractura* **14**, 159-163.

OVEJERO, E. (1998)

Fractura en ambiente agresivo de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado.

Tesis Doctoral, Universidad de A Coruña.

PARK, Y.J., BERNSTEIN, I.M (1979)

The process of crack initiation and effective grain size for cleavage fracture in pearlitic eutectoid steel.

*Metallurgical Transactions* **10A**, 1653-1664.

PARKINS, R.N., ELICES, M., SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V., CABALLERO, L. (1982)

Environment sensitive cracking of pre-stressing steels.

*Corrosion Science* **22**, 379-405.

PINEAU, A. (1981)

Review of fracture micromechanisms and a local approach to predicting crack resistance in low strength steels.

*Proceeding 5th International Conference on Fracture* (D. Francois, Ed.), Cannes, France, pp. 553-577.

SADANANDA, K., SHAHINIAN, P. (1977)

Prediction of threshold stress intensity for fatigue crack growth using a dislocation model.

*International Journal of Fracture* **13**, 585-594.

SARAFIANOS, N. (1989)

Environmentally assisted stress-corrosion cracking of high-strength carbon-steel patented wire.

*Journal of Materials Science Letters* **8**, 1486-1488.

SHUTER, D.M., GEARY, W. (1995)

Fatigue crack growth from semi-elliptical surface defects.

*Material Ageing and Component Life Extension* (V. Bicego, A. Nitta and R. Viswanathan, Eds.). EMAS, Warley, pp. 205-213.

SINGH, U.P., BANERJEE, S. (1991)

On the origin of pop-in crack extension.

*Acta Metallurgica et Materialia* **39**, 1073-1084.

SURESH, S. (1994)

*Fatigue of Materials*.

Cambridge University Press, Cambridge.

TAYLOR, D. (1982)

A model for the estimation of fatigue threshold stress intensities in materials with various different microstructures.

*Fatigue Thresholds – Fundamental and Engineering Applications* (J. Bäcklund, A.F. Blom, and C.J. Beevers, Eds.). EMAS, West Midlands, pp. 455-470.

TORIBIO, J. (1987)

Fractura elastoplástica de alambres entallados.

Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid.

TORIBIO, J. (1992)

On the intrinsic character of the stress-strain curve of a prestressing steel.

*Journal of Testing and Evaluation* **20**, 357-362.

TORIBIO, J., LANCHÁ, A.M., ELICES, M. (1996)

Hydrogen induced damage in high strength pearlitic steel: micromechanical effects and continuum mechanics approach.

*Hydrogen Effects in Materials* (A.W. Thompson and N.R. Moody, Eds.). TMS, Warrendale, pp. 455-464.

TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1997)

Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation  
*Materials Science and Engineering* **A234-236**, 579-582.

TORIBIO, J., VASSEUR, E. (1995)

Estudio microscópico de la iniciación y propagación del proceso de fractura en un acero perlítico.

*Anales de Mecánica de la Fractura* **12**, 191-196.

TORIBIO, J., VASSEUR, E., JUSTO, E.R. (1995)

Efecto de la triaxialidad sobre el crecimiento de huecos en las proximidades de entallas.

*Anales de Mecánica de la Fractura* **12**, 185-190.

VALIENTE, A. (1980)

Criterios de fractura para alambres.

Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid.

VALIENTE, A., ELICES, M., ASTIZ, M.A. (1987)

Tenacidad de fractura del acero de pretensar.

*Hormigón y Acero* **168**, 151-158.

VANDER VOORT, G.F. (1984)

*Metallography: Principles and Practice*.

Mc Graw Hill, Inc., New York.

YAREMA, S.Ya. (1994)

*Test Method for Determination of Crack Growth Rate and Crack Extension Resistance under Cyclic Loading*.

Academy of Science of Ukraine National Karpenko Physico-Mechanical Institute, Ukraine.

YU, C., YAN, M. (1980)

A calculation of the threshold stress intensity range for fatigue crack propagation in metals.

*Fatigue of Engineering Materials and Structures* **3**, 189-192.



ANEXO I

CURVAS DE CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL. PARÁMETROS DE  
CÁLCULO

## PARAMETROS DE ANALISIS DEL ACERO A0

### REGIMEN ELASTICO

#### MODULO DE YOUNG (E)

Intervalo de tensiones para el cálculo de E

$$\sigma_o = 0.2 \text{ GPa}$$

$$\sigma_f = 0.4 \text{ GPa}$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión

$$E = 197 \text{ GPa}$$

$$r = 0.9998$$

### REGIMEN PLASTICO

#### EXPRESION DE RAMBERG-OSGOOD. PARAMETROS "P" Y "n"

Intervalo de aplicación para aproximación por un tramo:

$$\ln \epsilon^p = -7.78$$

$$\ln \epsilon^p = -2.88$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión:

$$\ln \sigma = 0.682 + 0.170 \ln \epsilon^p$$

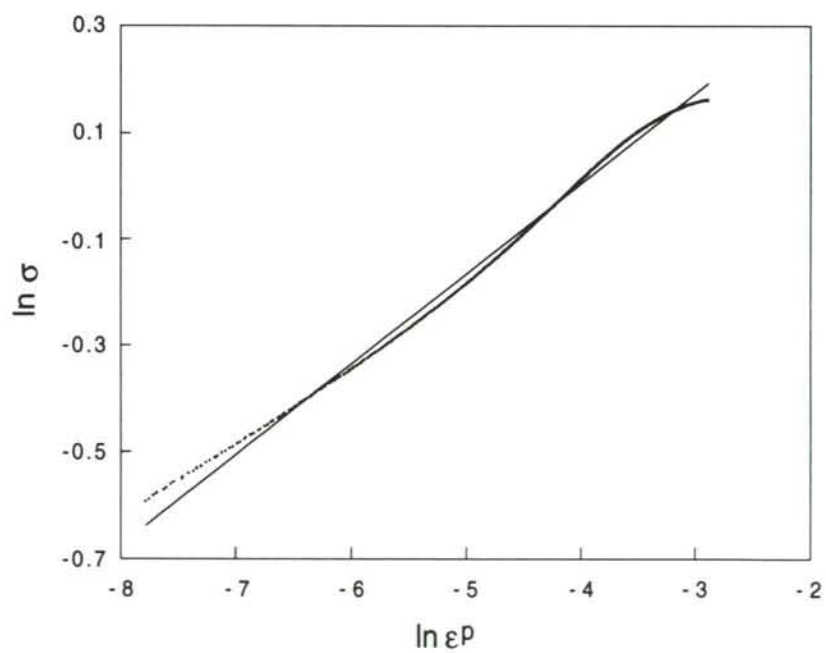
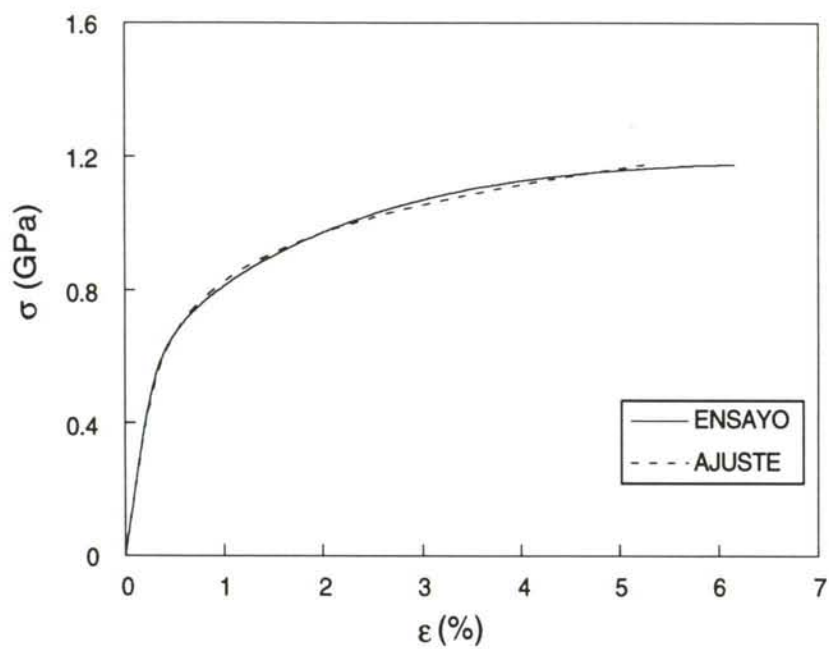
$$r = 0.997$$

#### DEFORMACIONES PARA TENSION DE ROTURA ( $\sigma_R$ ) Y LIMITE ELASTICO ( $\sigma_{0.2}$ )

$$\sigma_R = 1.18 \text{ GPa} \quad \epsilon = 6.16 \%$$

$$\sigma_{0.2} = 0.69 \text{ GPa} \quad \epsilon = 0.55 \%$$

ACERO A0





## PARAMETROS DE ANALISIS DEL ACERO A1

### REGIMEN ELASTICO

#### MODULO DE YOUNG (E)

Intervalo de tensiones para el cálculo de E

$$\sigma_o = 0.2 \text{ GPa}$$

$$\sigma_f = 0.5 \text{ GPa}$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión

$$E = 201 \text{ GPa}$$

$$r = 0.99995$$

### REGIMEN PLASTICO

#### EXPRESION DE RAMBERG-OSGOOD. PARAMETROS “P” Y “n”

Intervalo de aplicación para aproximación por un tramo:

$$\ln \epsilon^p = -8.08$$

$$\ln \epsilon^p = -4.40$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión:

$$\ln \sigma = 0.8134 + 0.11615 \ln \epsilon^p$$

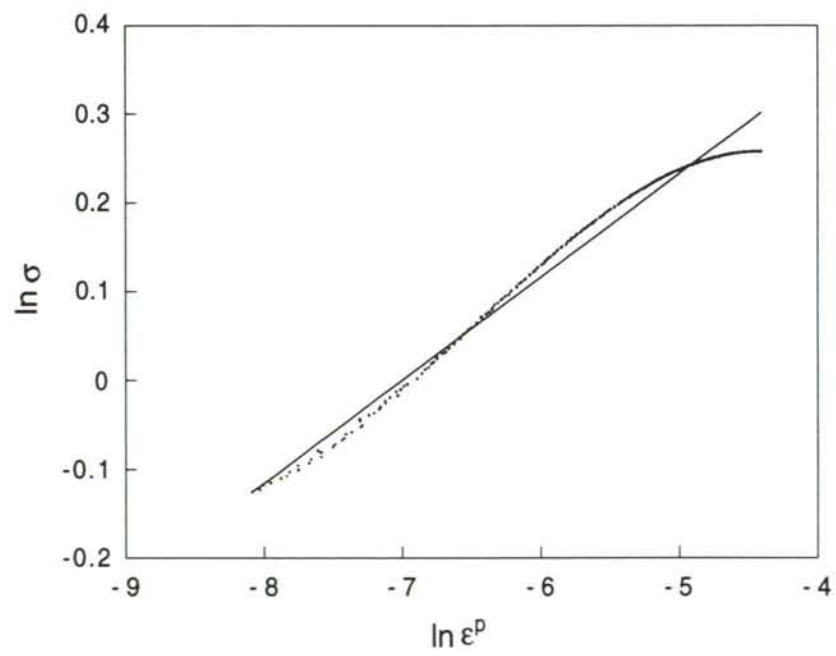
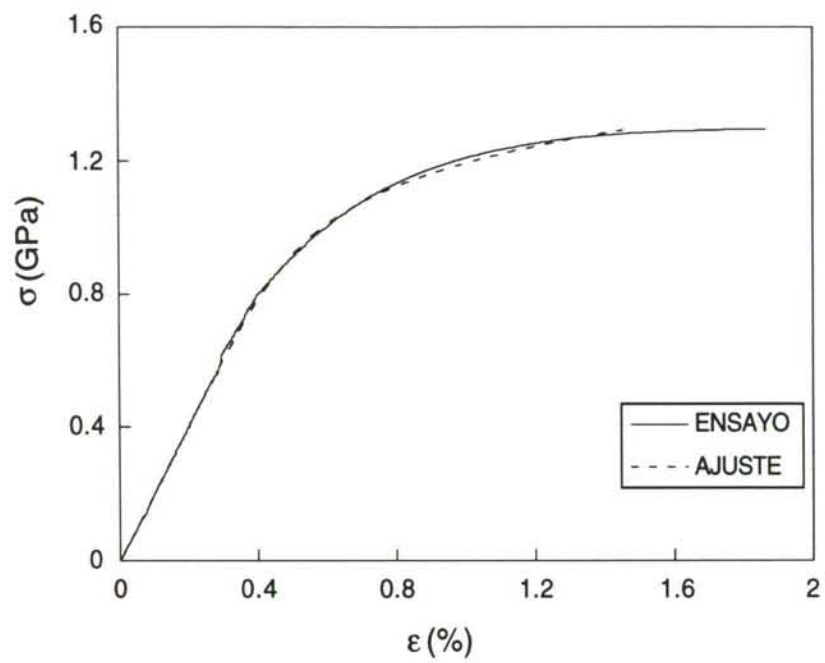
$$r = 0.991$$

#### DEFORMACIONES PARA TENSION DE ROTURA ( $\sigma_R$ ) Y LIMITE ELASTICO ( $\sigma_{0.2}$ )

$$\sigma_R = 1.29 \text{ GPa} \quad \epsilon = 1.81 \%$$

$$\sigma_{0.2} = 1.10 \text{ GPa} \quad \epsilon = 0.75 \%$$

## ACERO A1



## PARAMETROS DE ANALISIS DEL ACERO A2

### REGIMEN ELASTICO

#### MODULO DE YOUNG (E)

Intervalo de tensiones para el cálculo de E

$$\sigma_o = 0.2 \text{ GPa}$$

$$\sigma_f = 0.6 \text{ GPa}$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión

$$E = 203 \text{ GPa}$$

$$r = 0.9997$$

### REGIMEN PLASTICO

#### EXPRESION DE RAMBERG-OSGOOD. PARAMETROS "P" Y "n"

Intervalo de aplicación para aproximación por un tramo:

$$\ln \epsilon^p = -7.69$$

$$\ln \epsilon^p = -4.38$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión:

$$\ln \sigma = 0.844 + 0.115 \ln \epsilon^p$$

$$r = 0.990$$

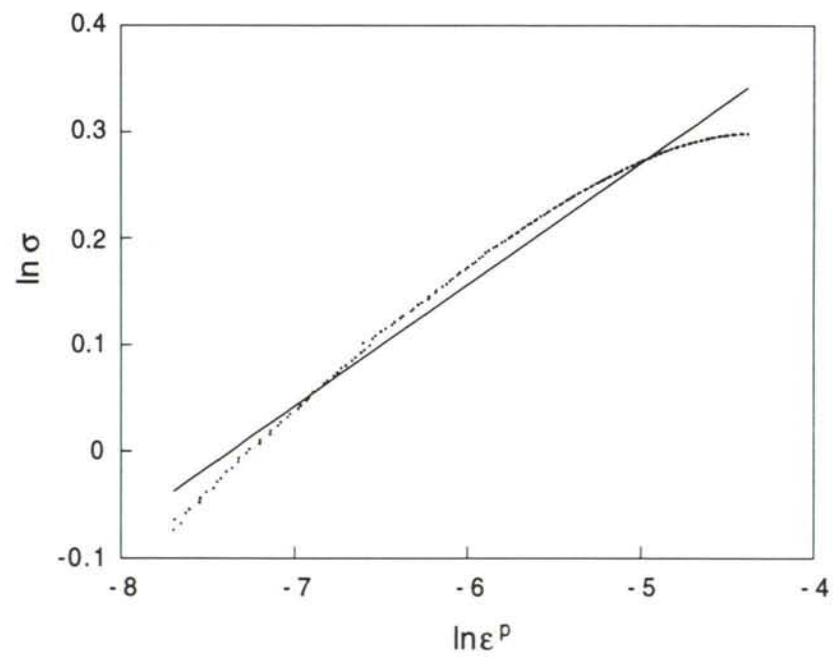
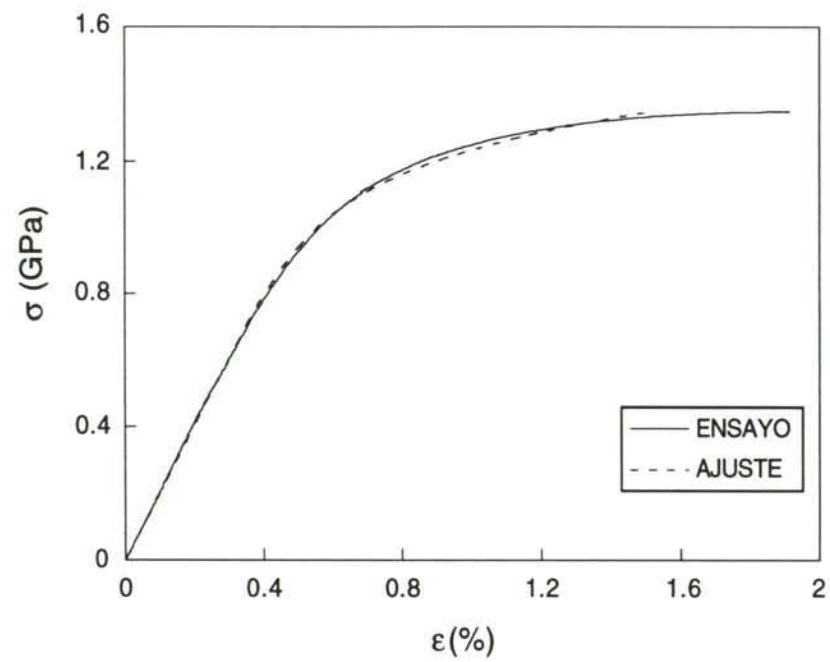
#### DEFORMACIONES PARA TENSION DE ROTURA ( $\sigma_R$ ) Y LIMITE ELASTICO ( $\sigma_{0.2}$ )

$$\sigma_R = 1.35 \text{ GPa} \quad \epsilon = 1.92 \%$$

$$\sigma_{0.2} = 1.16 \text{ GPa} \quad \epsilon = 0.77 \%$$



ACERO A2



## PARAMETROS DE ANALISIS DEL ACERO A3

### REGIMEN ELASTICO

#### MODULO DE YOUNG (E)

Intervalo de tensiones para el cálculo de E

$$\sigma_o = 0.2 \text{ GPa}$$

$$\sigma_f = 0.6 \text{ GPa}$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión

$$E = 197 \text{ GPa}$$

$$r = 0.9997$$

### REGIMEN PLASTICO

#### EXPRESION DE RAMBERG-OSGOOD. PARAMETROS "P" Y "n"

Intervalo de aplicación para aproximación por un tramo:

$$\ln \epsilon^p = -7.45$$

$$\ln \epsilon^p = -3.92$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión:

$$\ln \sigma = 0.916 + 0.118 \ln \epsilon^p$$

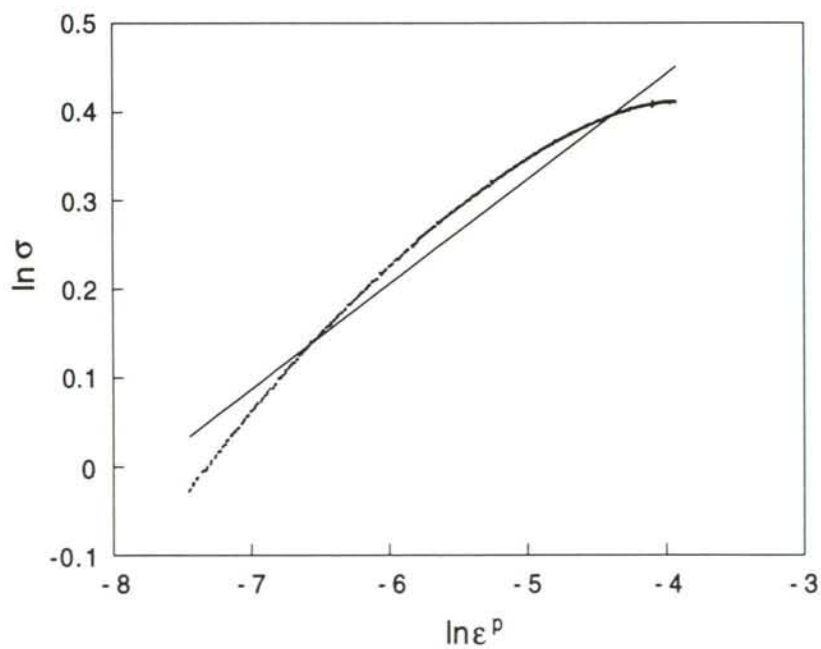
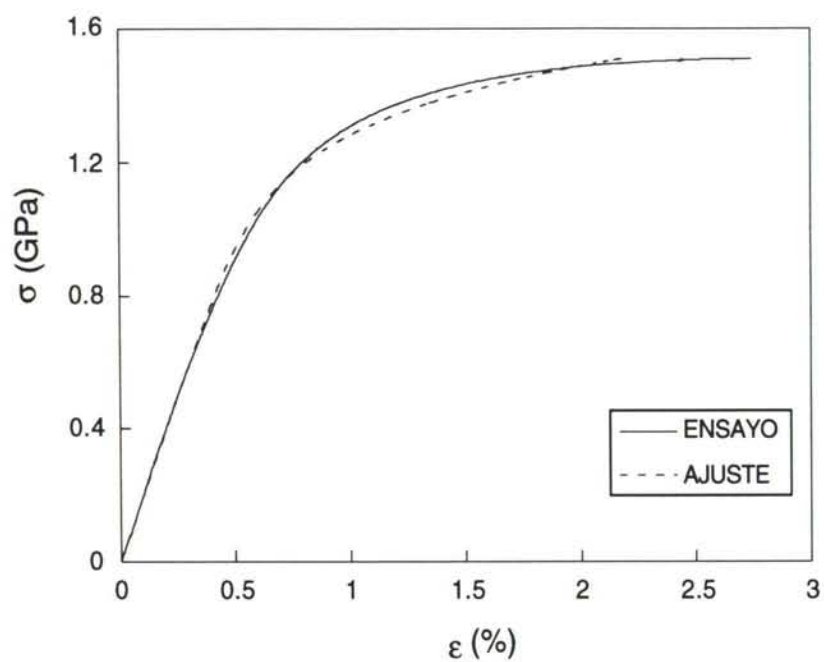
$$r = 0.98$$

#### DEFORMACIONES PARA TENSION DE ROTURA ( $\sigma_R$ ) Y LIMITE ELASTICO ( $\sigma_{0.2}$ )

$$\sigma_R = 1.51 \text{ GPa} \quad \epsilon = 2.71 \%$$

$$\sigma_{0.2} = 1.21 \text{ GPa} \quad \epsilon = 0.81 \%$$

### ACERO A3





## PARAMETROS DE ANALISIS DEL ACERO A4

### REGIMEN ELASTICO

#### MODULO DE YOUNG (E)

Intervalo de tensiones para el cálculo de E

$$\sigma_o = 0.2 \text{ GPa}$$

$$\sigma_f = 0.6 \text{ GPa}$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión

$$E = 197 \text{ GPa}$$

$$r = 0.9997$$

### REGIMEN PLASTICO

#### EXPRESION DE RAMBERG-OSGOOD. PARAMETROS "P" Y "n"

Intervalo de aplicación para aproximación por un tramo:

$$\ln \epsilon^p = -7.48$$

$$\ln \epsilon^p = -3.94$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión:

$$\ln \sigma = 0.918 + 0.115 \ln \epsilon^p$$

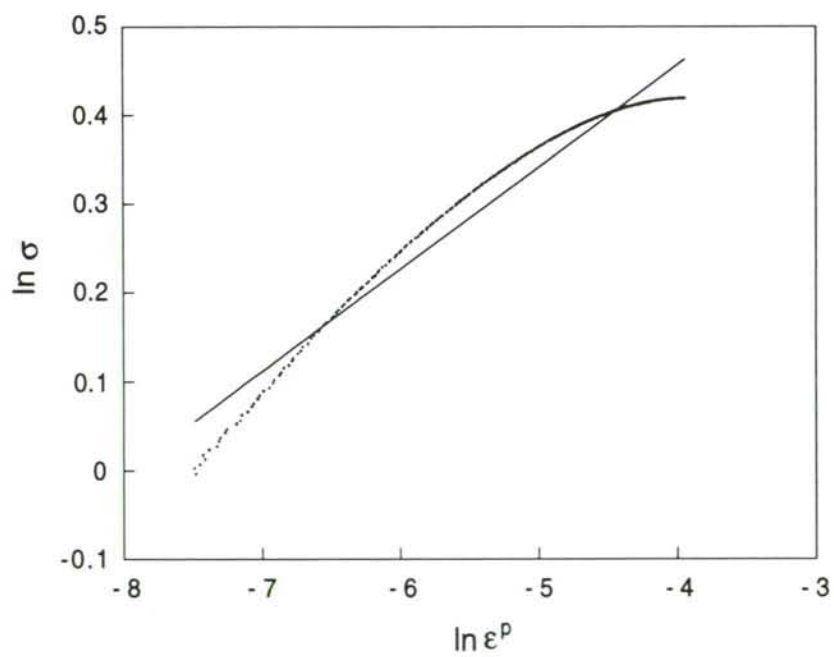
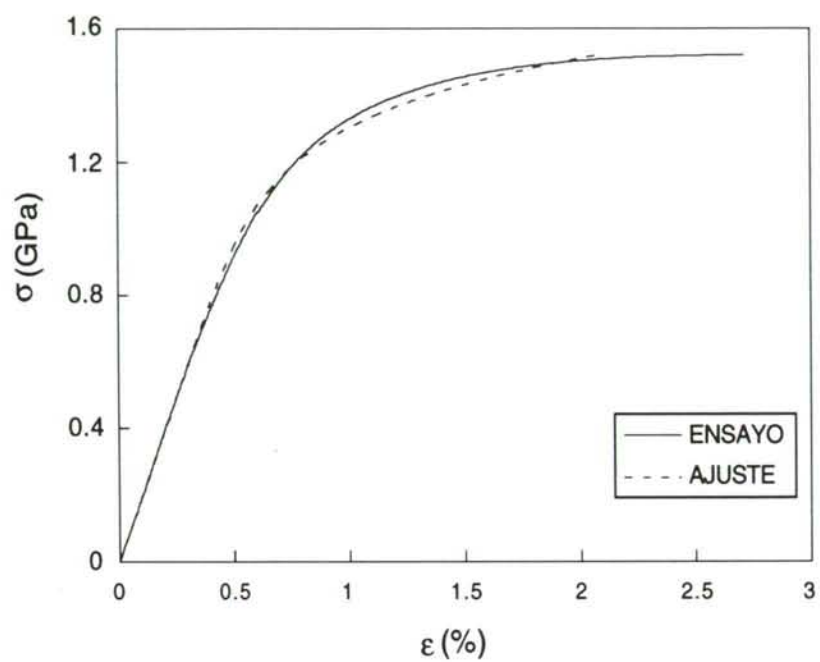
$$r = 0.98$$

#### DEFORMACIONES PARA TENSION DE ROTURA ( $\sigma_R$ ) Y LIMITE ELASTICO ( $\sigma_{0.2}$ )

$$\sigma_R = 1.52 \text{ GPa} \quad \epsilon = 2.72 \%$$

$$\sigma_{0.2} = 1.23 \text{ GPa} \quad \epsilon = 0.83 \%$$

ACERO A4



## PARAMETROS DE ANALISIS DEL ACERO A5

### REGIMEN ELASTICO

#### MODULO DE YOUNG (E)

Intervalo de tensiones para el cálculo de E

$$\sigma_o = 0.2 \text{ GPa}$$

$$\sigma_f = 0.7 \text{ GPa}$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión

$$E = 202 \text{ GPa}$$

$$r = 0.9998$$

### REGIMEN PLASTICO

#### EXPRESION DE RAMBERG-OSGOOD. PARAMETROS "P" Y "n"

Intervalo de aplicación para aproximación por un tramo:

$$\ln \epsilon^p = -7.50$$

$$\ln \epsilon^p = -4.41$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión:

$$\ln \sigma = 1.007 + 0.125 \ln \epsilon^p$$

$$r = 0.990$$

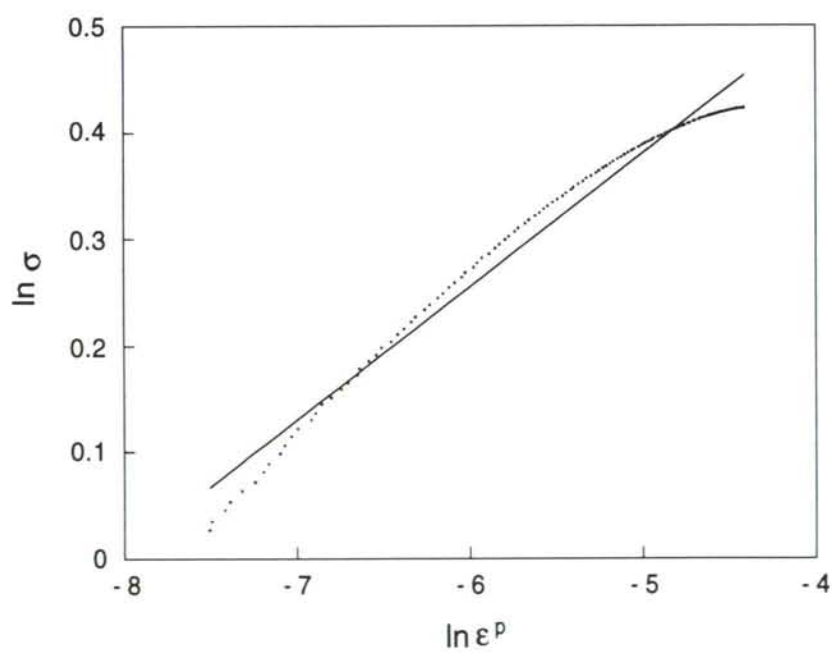
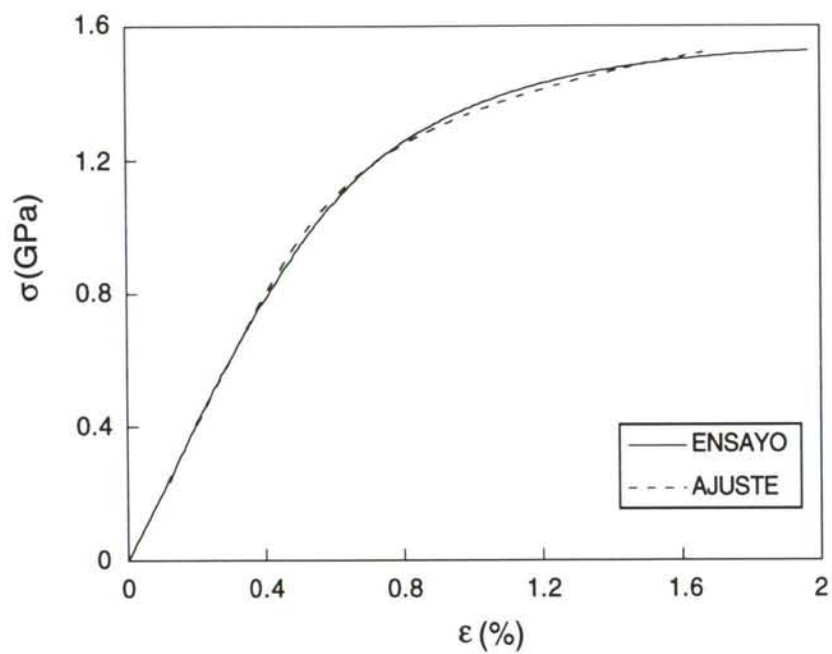
#### DEFORMACIONES PARA TENSION DE ROTURA ( $\sigma_R$ ) Y LIMITE ELASTICO ( $\sigma_{0.2}$ )

$$\sigma_R = 1.53 \text{ GPa} \quad \epsilon = 1.97 \%$$

$$\sigma_{0.2} = 1.27 \text{ GPa} \quad \epsilon = 0.83 \%$$



## ACERO A5



## PARAMETROS DE ANALISIS DEL ACERO A6

### REGIMEN ELASTICO

#### MODULO DE YOUNG (E)

Intervalo de tensiones para el cálculo de E

$$\sigma_o = 0.2 \text{ GPa}$$

$$\sigma_f = 1.2 \text{ GPa}$$

Ajuste por mínimos cuadrados y valor de regresión

$$E = 199 \text{ GPa}$$

$$r = 0.99996$$

### REGIMEN PLASTICO

#### EXPRESION DE RAMBERG-OSGOOD. PARAMETROS “P” Y “n”

Intervalo de aplicación para aproximación por tres tramos:

$$\text{Tramo 1: } \ln \epsilon^p = -10.13 \quad \ln \epsilon^p = -6.19$$

$$\text{Tramo 2: } \ln \epsilon^p = -6.19 \quad \ln \epsilon^p = -4.66$$

$$\text{Tramo 3: } \ln \epsilon^p = -4.66 \quad \ln \epsilon^p = -3.16$$

Ajuste por mínimos cuadrados del segundo y tercer tramos y valores de regresión:

$$\ln \sigma = 0.547 + 0.022 \ln \epsilon^p \quad \ln \sigma = 0.848 + 0.087 \ln \epsilon^p$$

$$r = 0.990$$

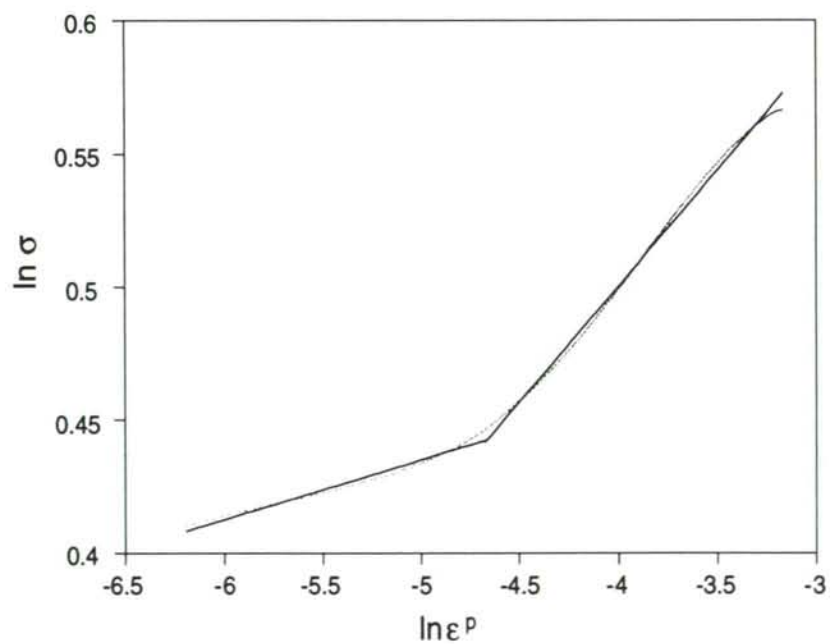
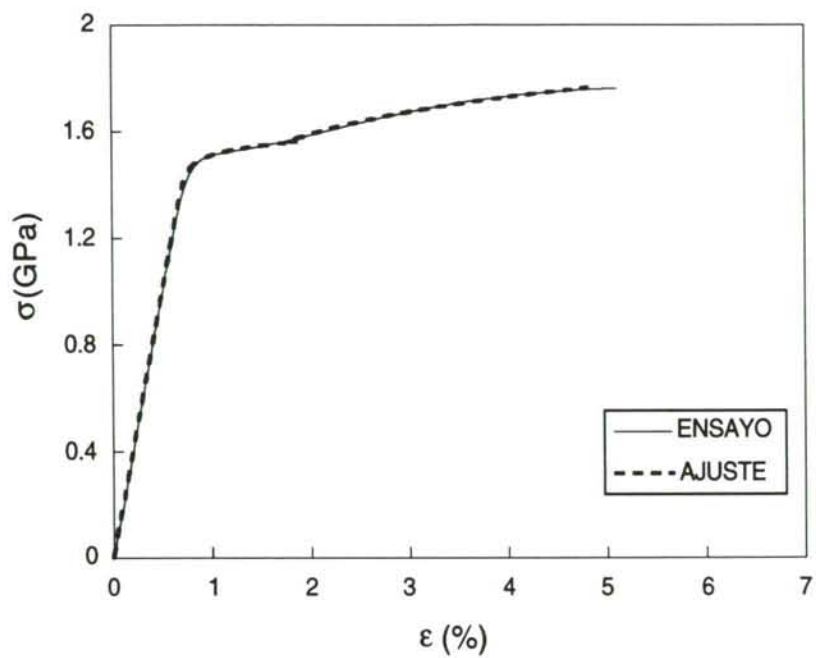
$$r = 0.998$$

#### DEFORMACIONES PARA TENSION DE ROTURA ( $\sigma_R$ ) Y LIMITE ELASTICO ( $\sigma_{0.2}$ )

$$\sigma_R = 1.76 \text{ GPa} \quad \epsilon = 5.11 \%$$

$$\sigma_{0.2} = 1.51 \text{ GPa} \quad \epsilon = 0.96 \%$$

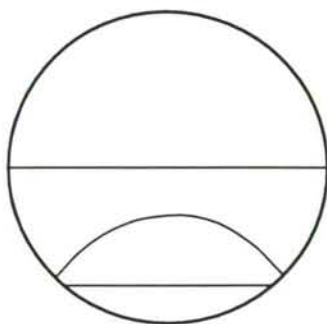
ACERO A6



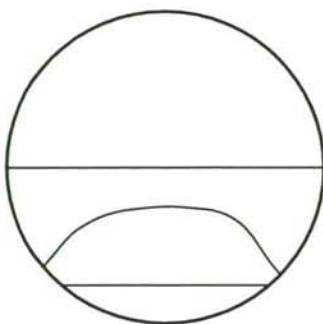


ANEXO II

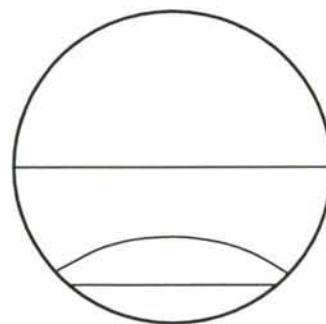
FORMAS DE LAS FISURAS PRODUCIDAS POR FATIGA



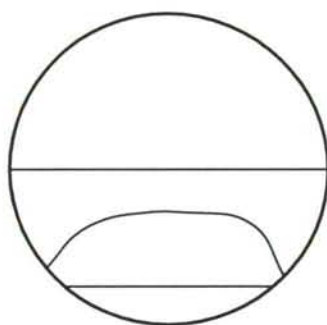
A0.1



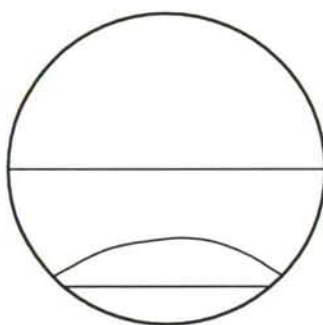
A0.5



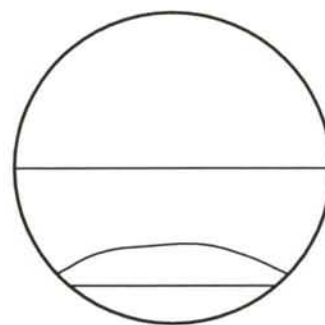
A0.6



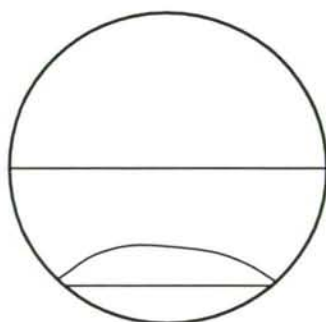
A0.7



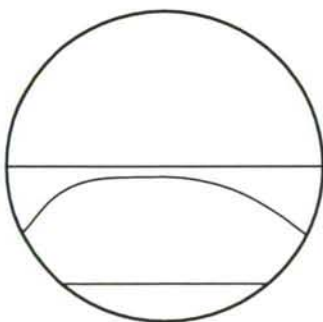
A0.9



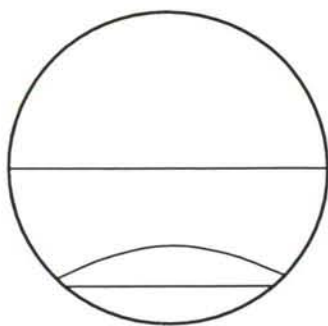
A0.12



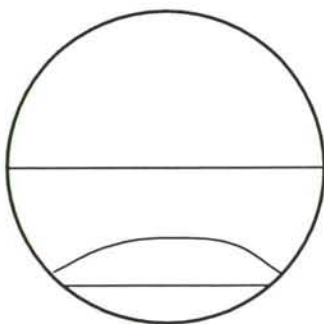
A0.13



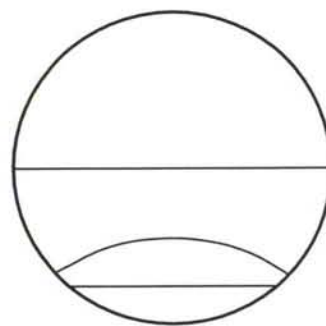
A0.14



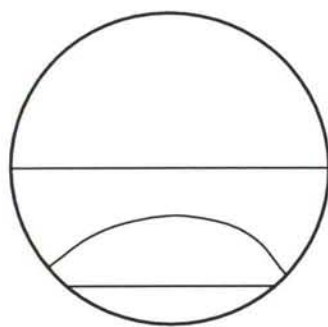
**A1.1**



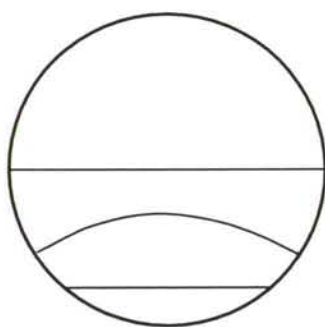
**A1.2**



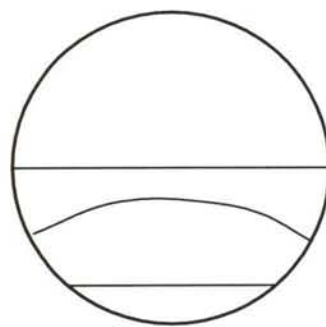
**A1.3**



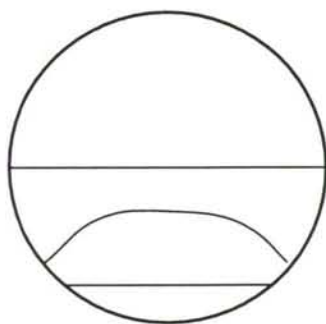
**A1.6**



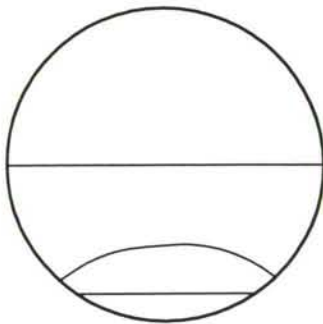
**A1.9**



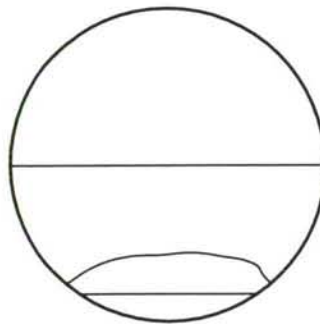
**A1.10**



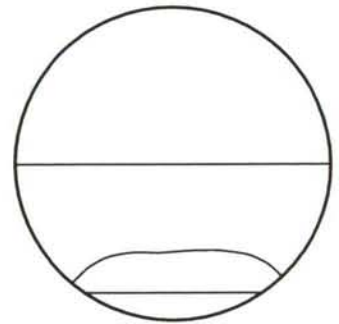
**A1.11**



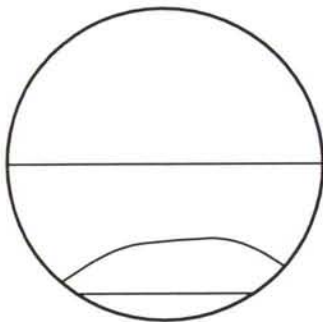
**A2.2**



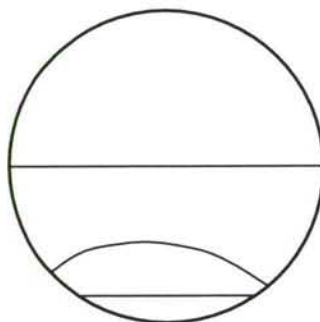
**A2.3**



**A2.5**

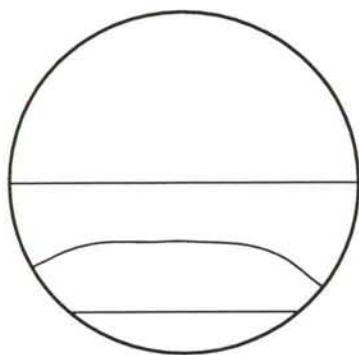


**A2.8**

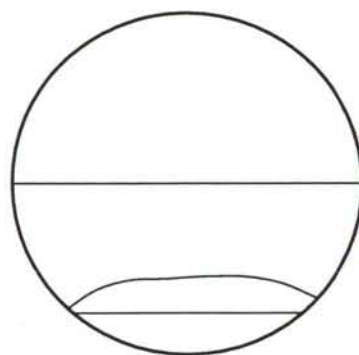


**A2.14**

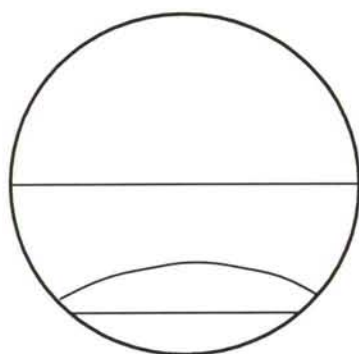




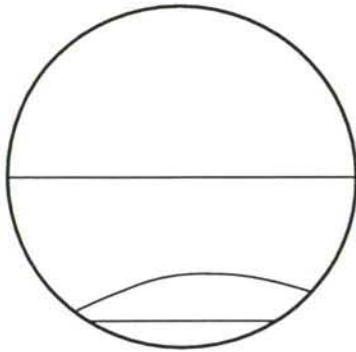
**A3.6**



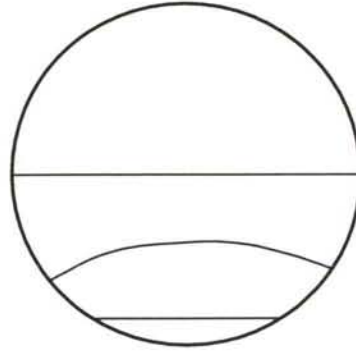
**A3.7**



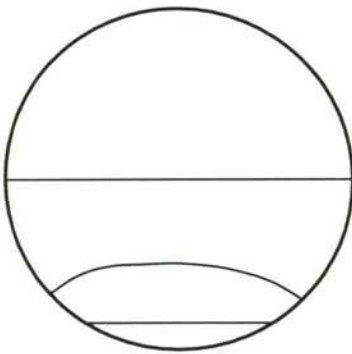
**A3.9**



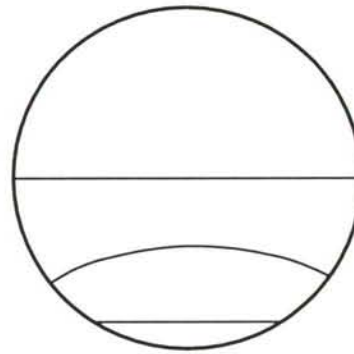
**A4.1**



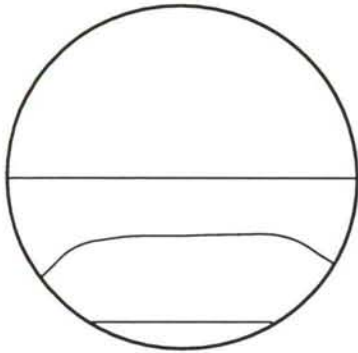
**A4.2**



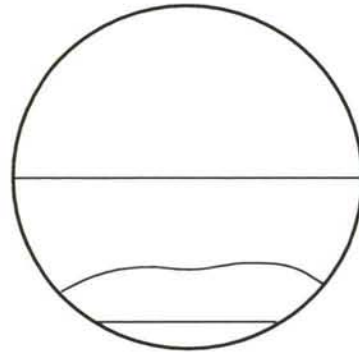
**A4.5**



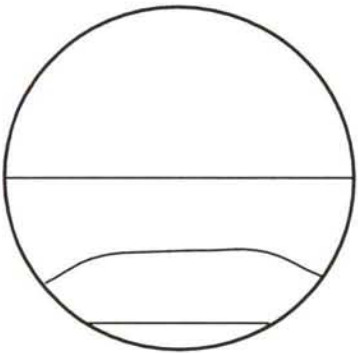
**A4.6**



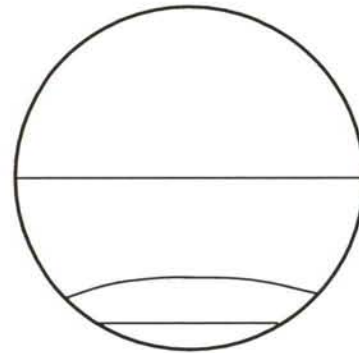
**A5.2**



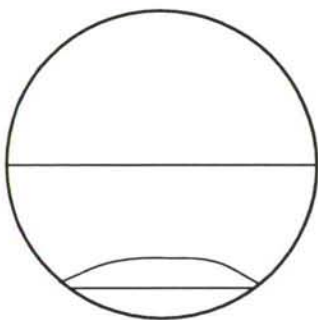
**A5.4**



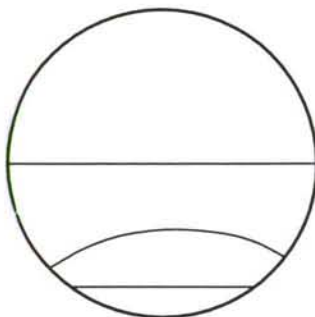
**A5.6**



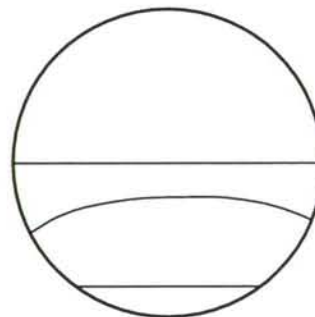
**A5.7**



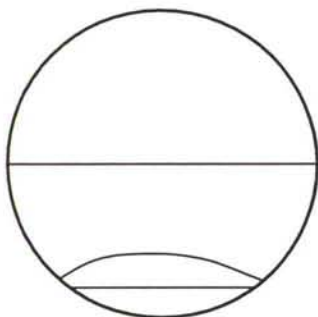
**A6.1**



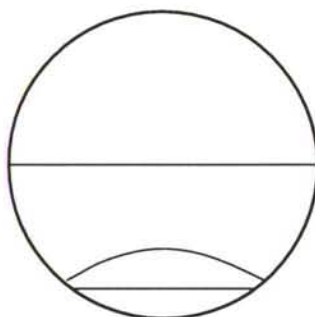
**A6.3**



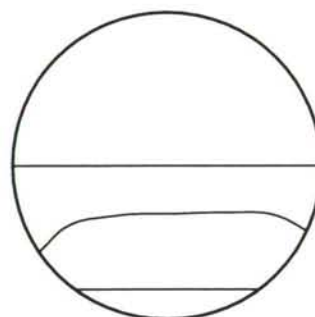
**A6.9**



**A6.12**



**A6.13**



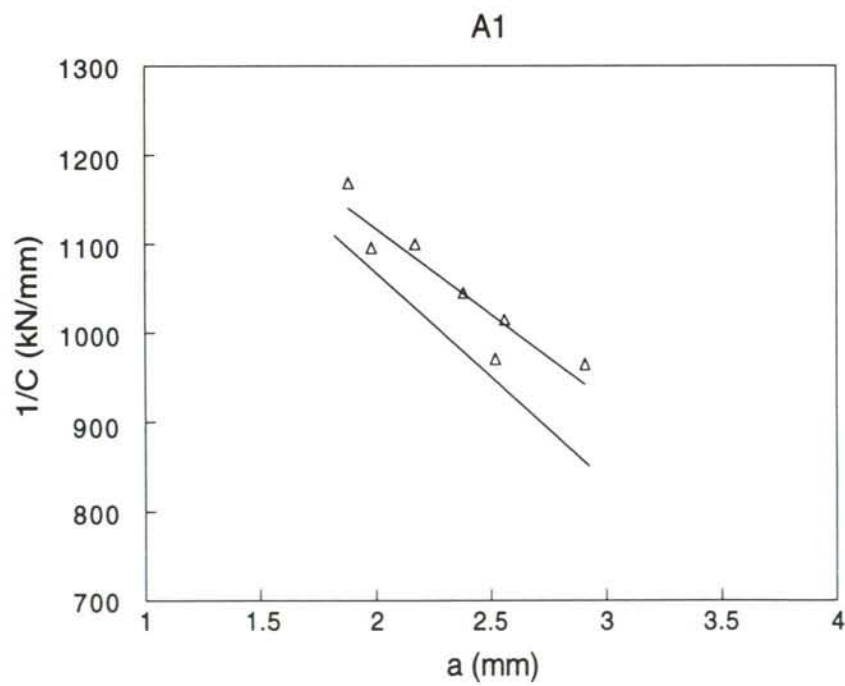
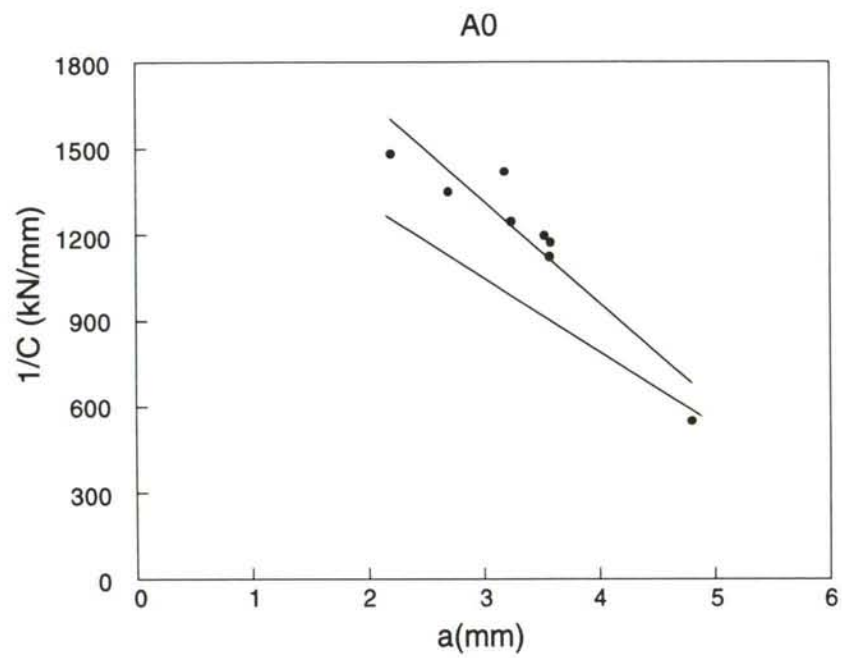
**A6.15**



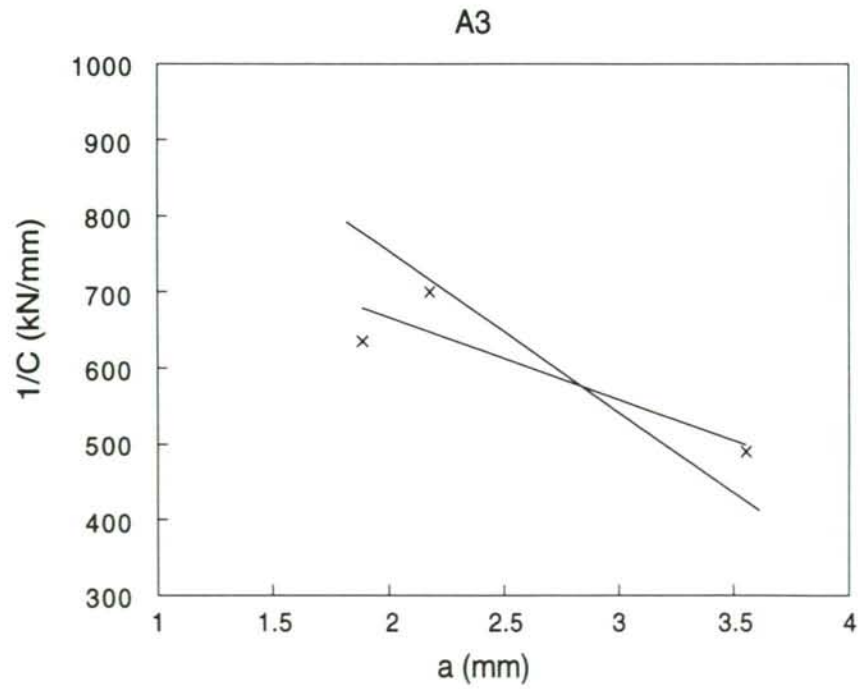
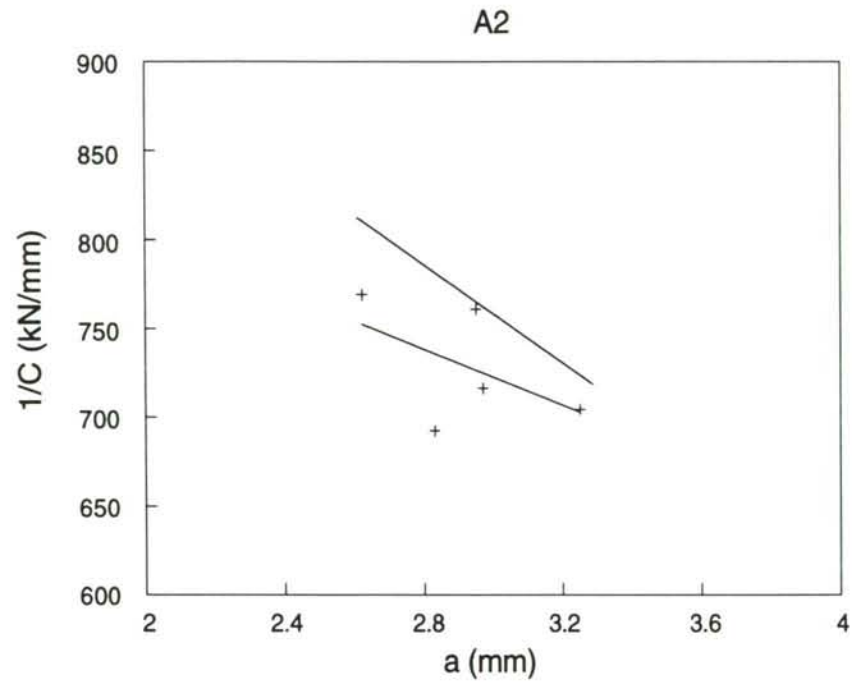
ANEXO III

CURVAS DE CALIBRACION DE CADA ALAMBRE DE ACERO Y DE LA  
FAMILIA

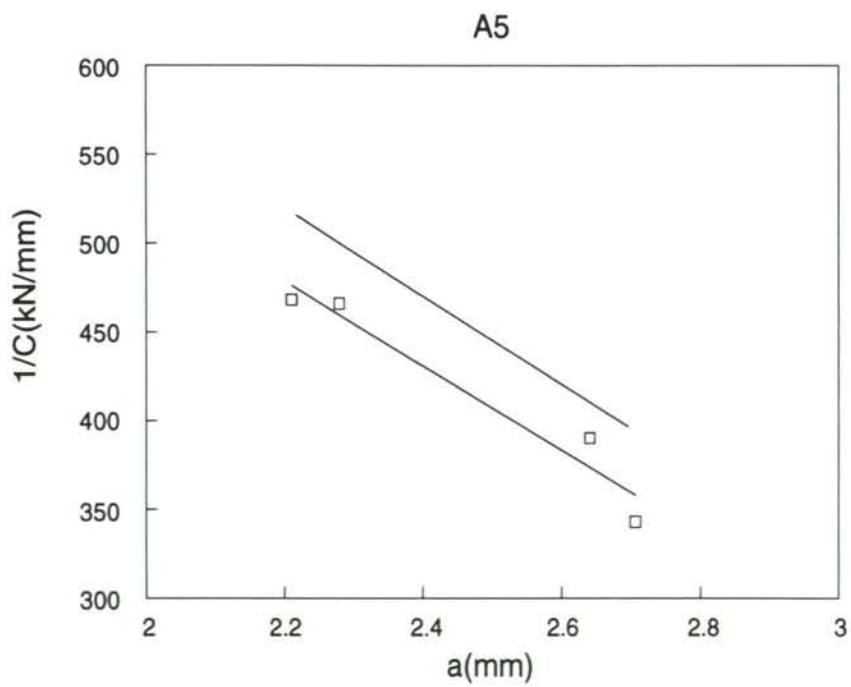
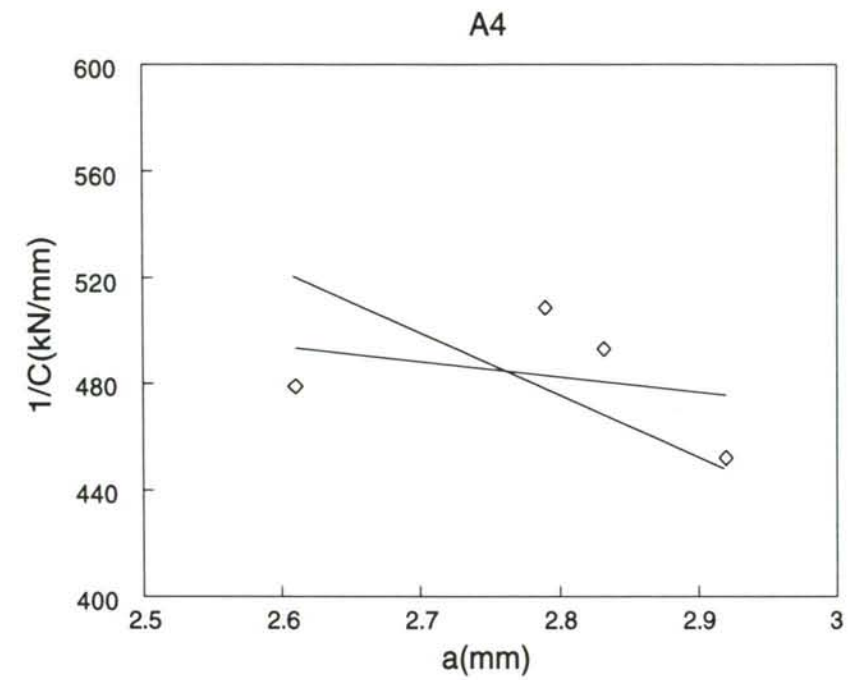
CURVAS DE CALIBRACION: A0 - A1



CURVAS DE CALIBRACION: A2 - A3

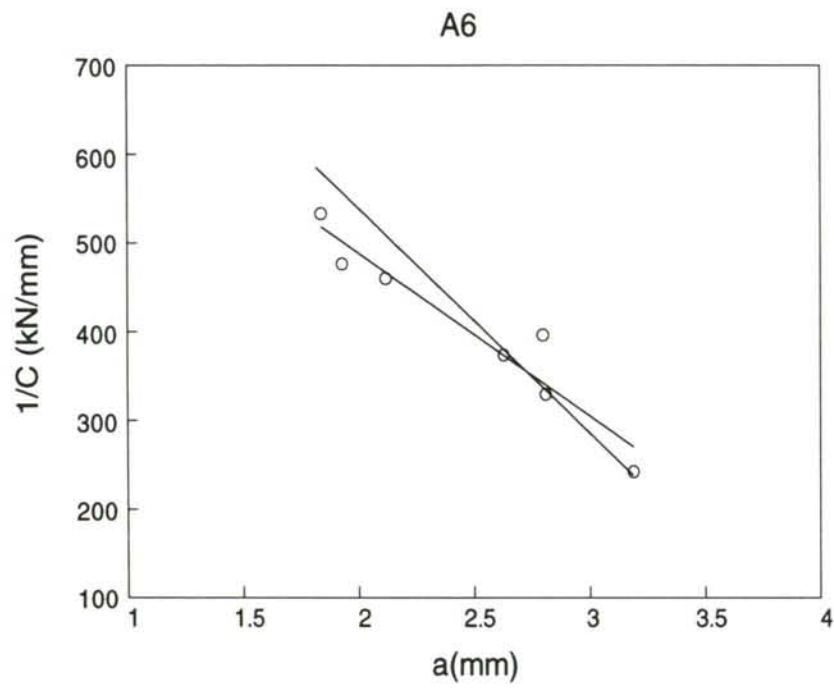


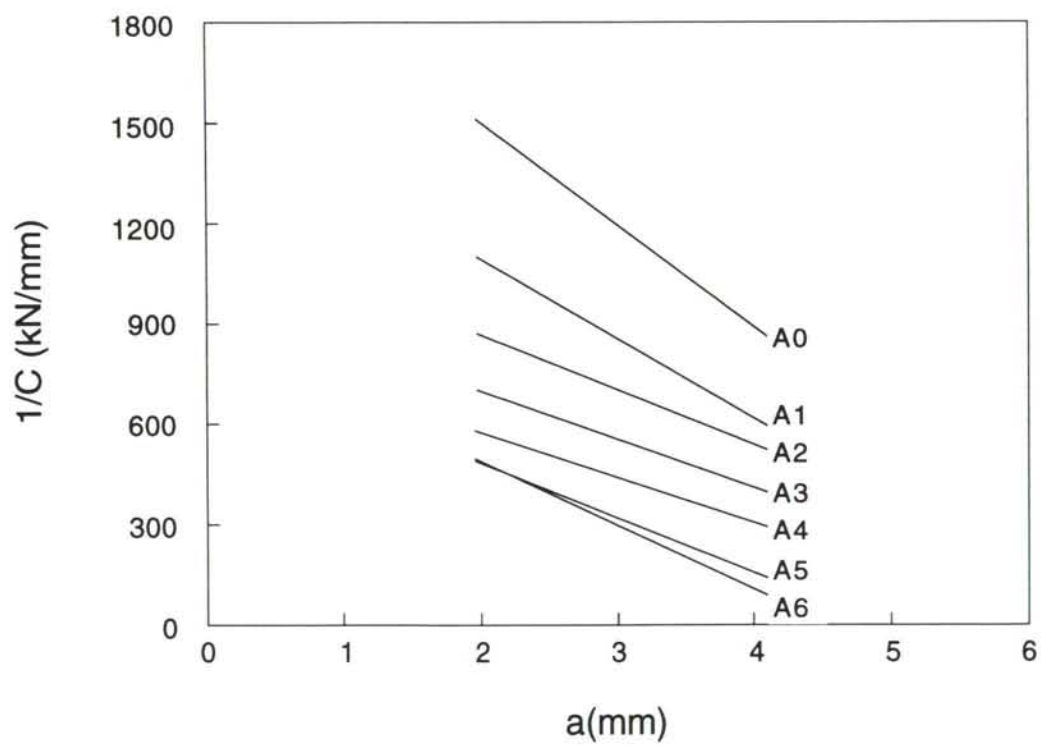
CURVAS DE CALIBRACION: A4 - A5





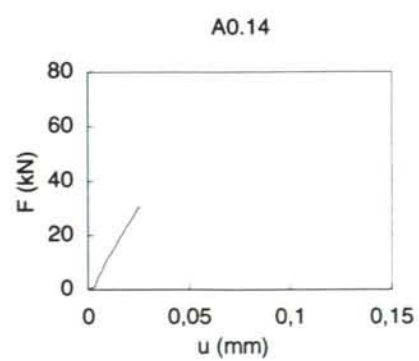
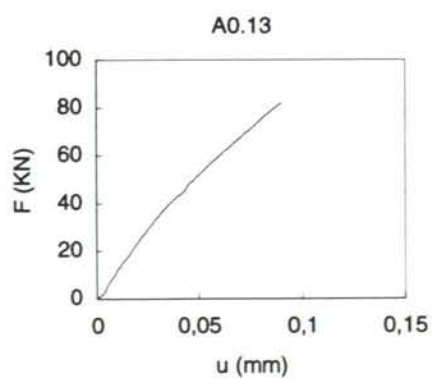
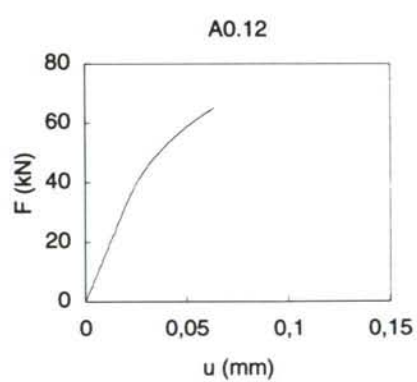
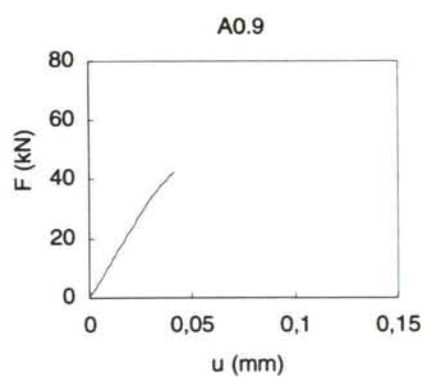
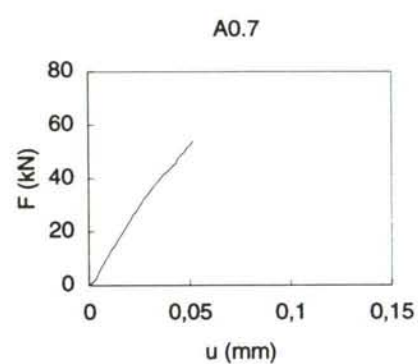
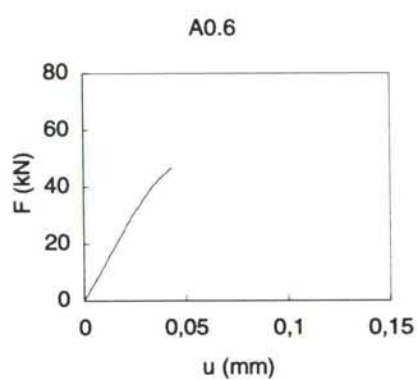
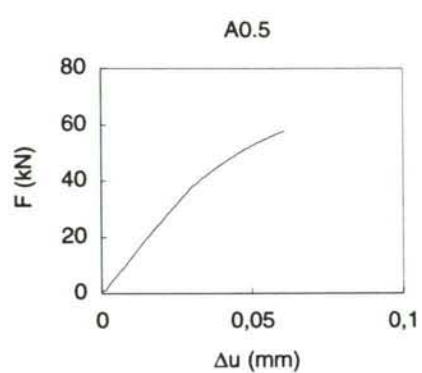
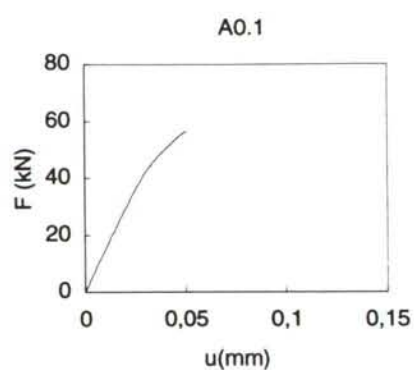
CURVAS DE CALIBRACION: A6





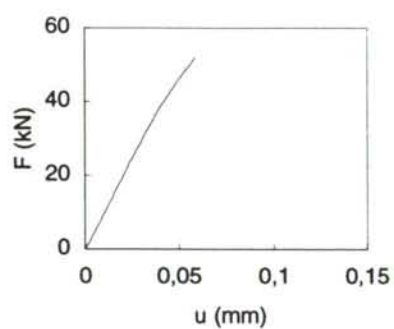
ANEXO IV

GRAFICOS CARGA - DESPLAZAMIENTO EN EL ENSAYO DE FRACTURA

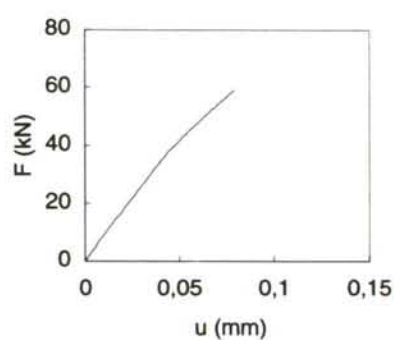




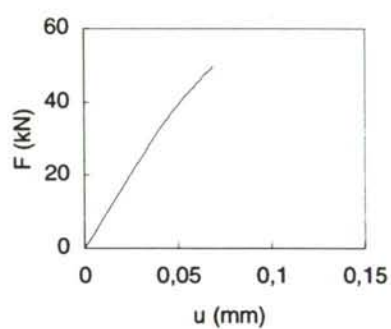
A1.1



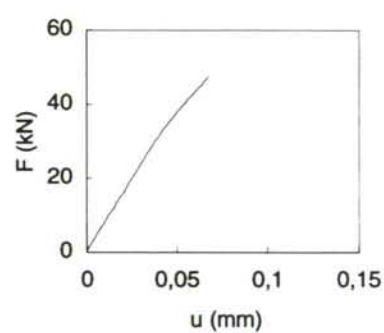
A1.2



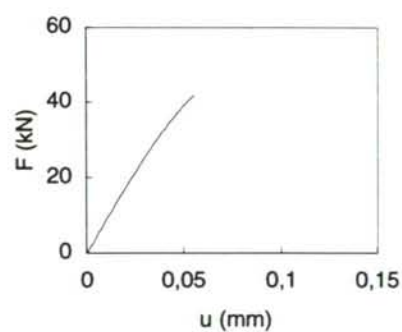
A1.3



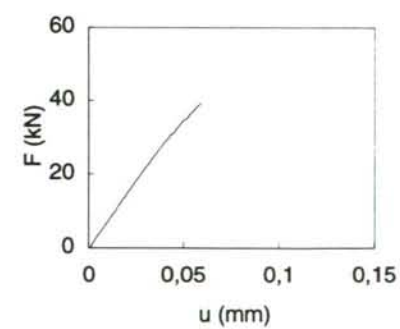
A1.6



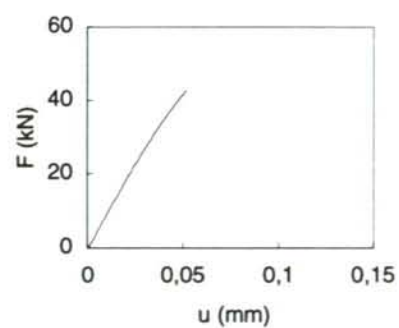
A1.9

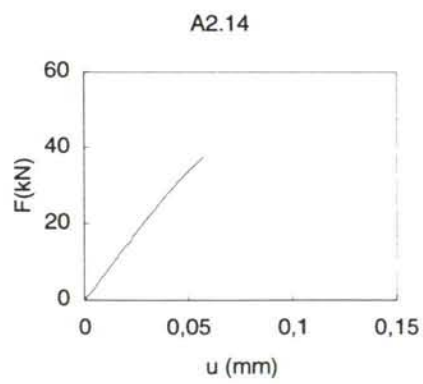
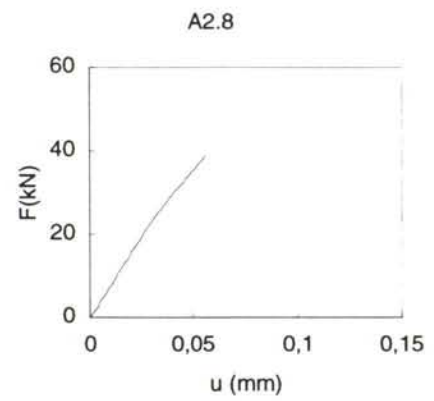
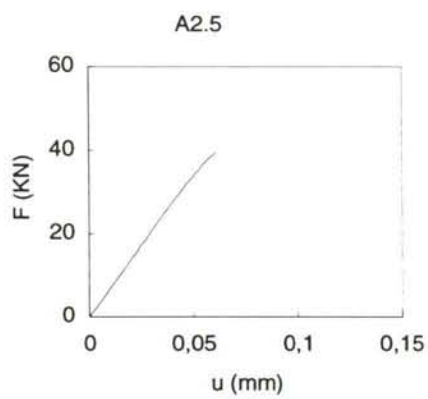
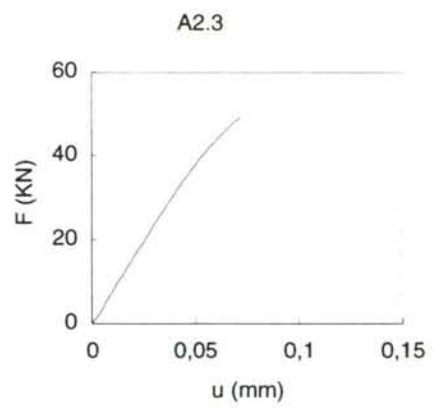
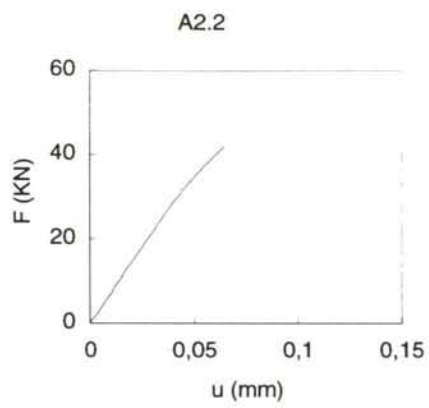


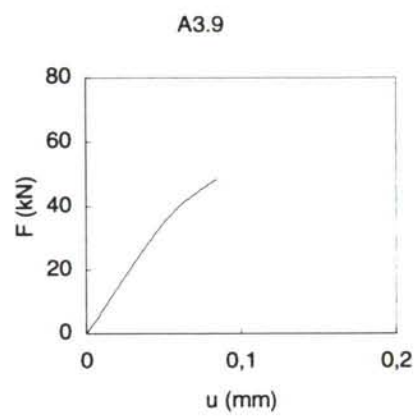
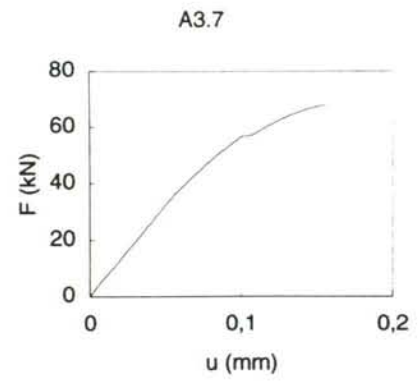
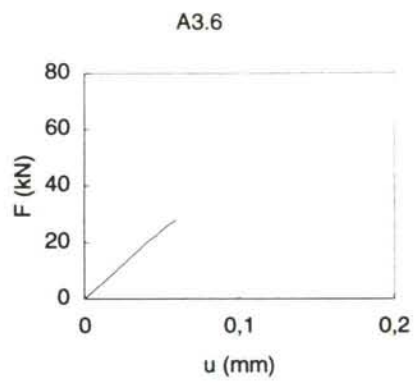
A1.10



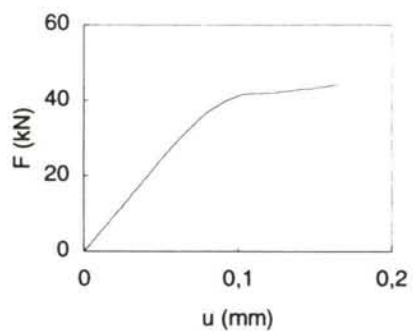
A1.11



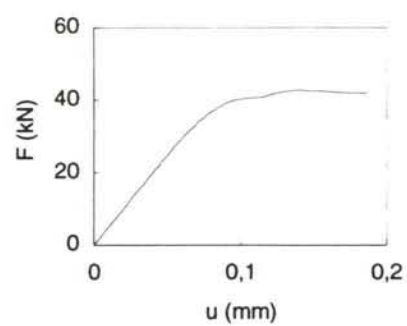




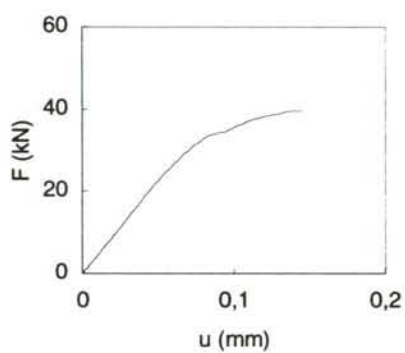
A4.1



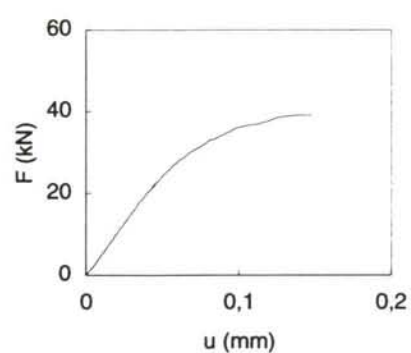
A4.2



A4.5

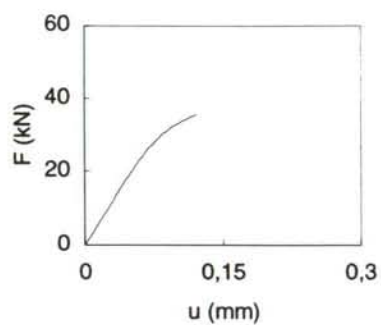


A4.6

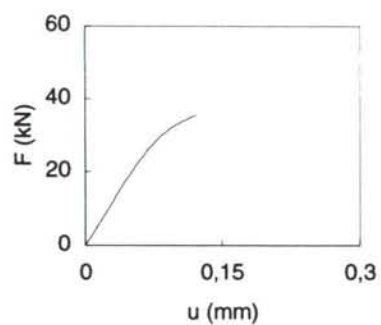




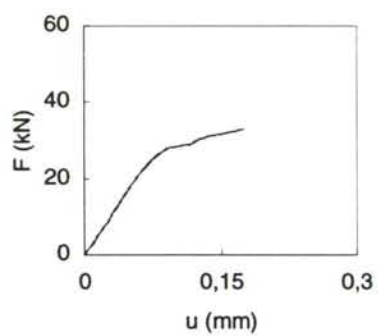
A5.2



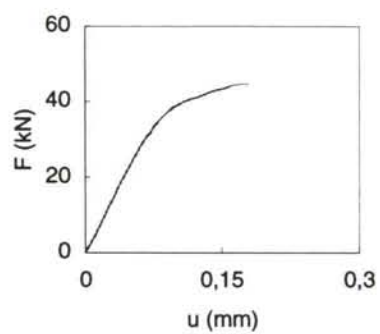
A5.4

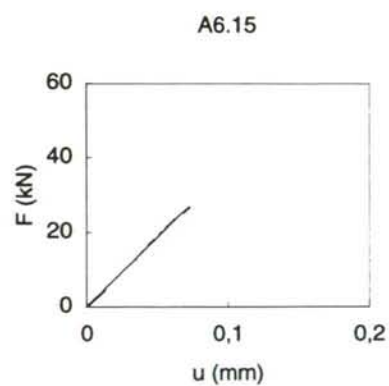
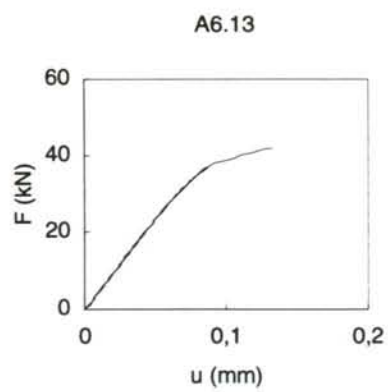
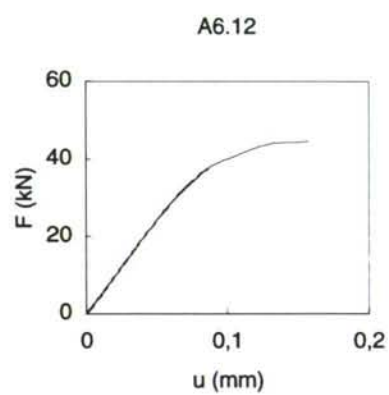
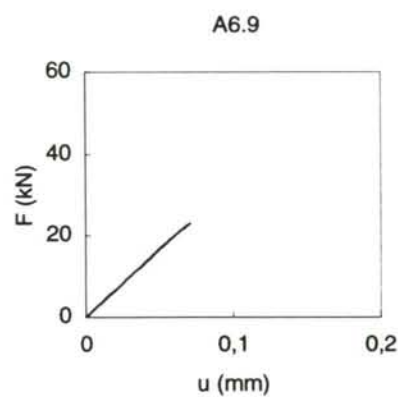
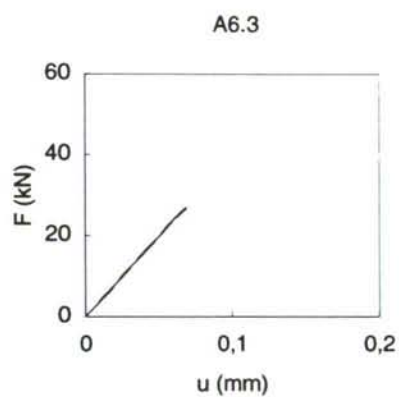
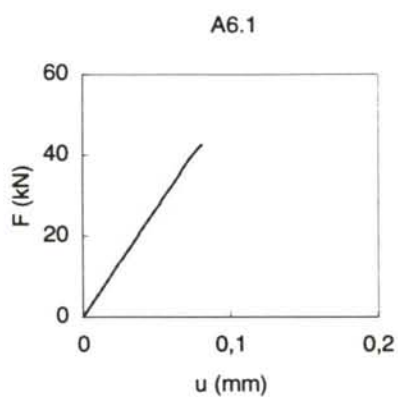


A5.6



A5.7





ANEXO V

INFLUENCIA DEL PROCESO DE FISURACION POR FATIGA EN LA  
TENACIDAD DE FRACTURA

